



KERNFORSCHUNGSANLAGE JÜLICH GmbH

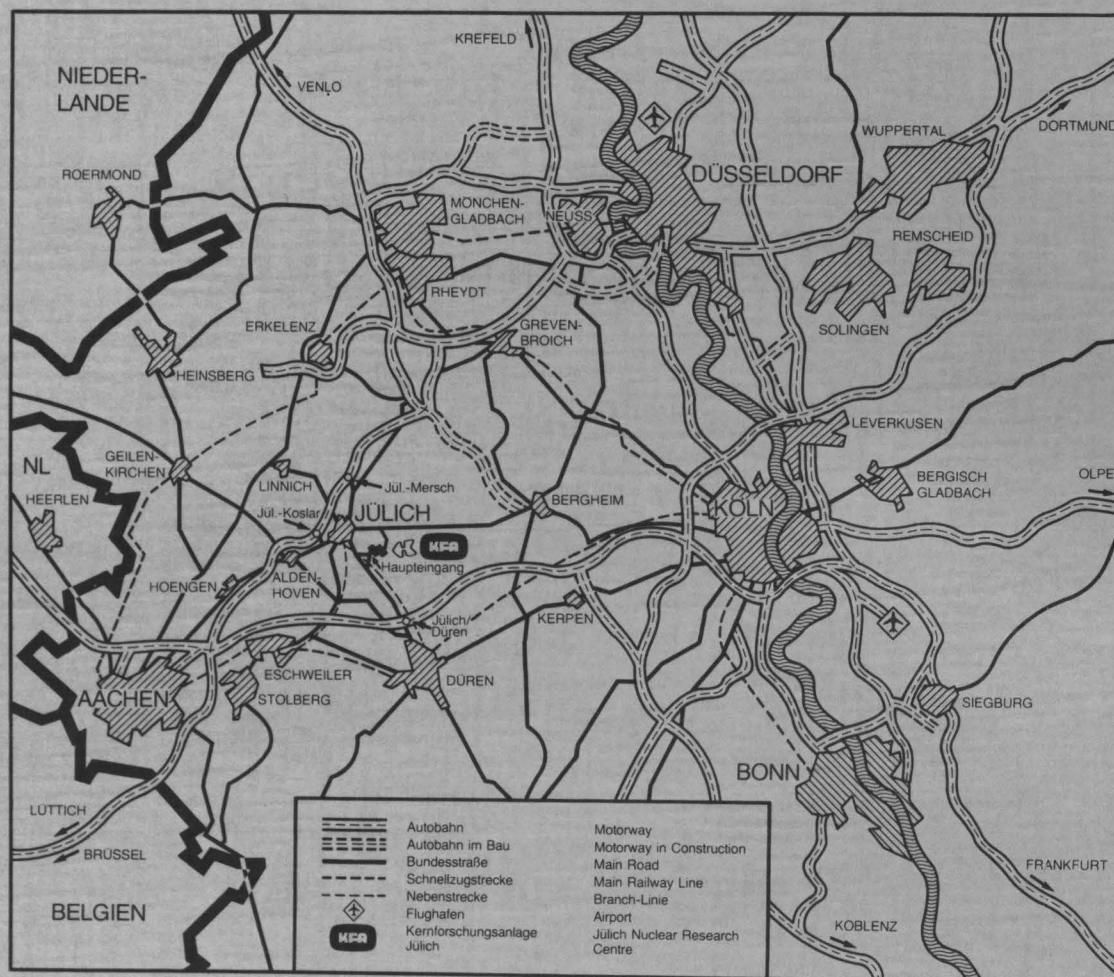
Institut für Reaktorwerkstoffe

**Einfluß der Probengeometrie auf das
Ermüdungsrißwachstum von
X 10 NiCrAlTi 32 20 und NiCr 22 Co 12 Mo**

von

Matthias Pfaffelhuber
Manfred Rödiger
Florian Schubert
Hubertus Nickel

Jül-Spez-399
Mai 1987
ISSN 0343-7639



Als Manuskript gedruckt

Spezielle Berichte der Kernforschungsanlage Jülich – Nr. 399
 Institut für Reaktorwerkstoffe Jül-Spez-399

Zu beziehen durch: ZENTRALBIBLIOTHEK der Kernforschungsanlage Jülich GmbH
 Postfach 1913 · D-5170 Jülich (Bundesrepublik Deutschland)
 Telefon: 02461/610 · Telex: 833 556-0 kf d

**Einfluß der Probengeometrie auf das
Ermüdungsrißwachstum von
X 10 NiCrAlTi 32 20 und NiCr 22 Co 12 Mo**

von

Matthias Pfaffelhuber
Manfred Rödiger
Florian Schubert
Hubertus Nickel

EINFLUSS DER PROBENGOMETRIE AUF
DAS ERMÜDUNGSRISSEWACHSTUM VON
X10NiCrAlTi 32 20 und NiCr 22 Co 12 Mo

von

M. Pfaffelhuber
M. Rüdig
F. Schubert
H. Nickel

KURZFASSUNG

Zur Untersuchung der Übertragbarkeit von an 1"CT-Proben gefundenen bruchmechanischen ErmüdungsrißwachstumsKennwerten bei 700 und 850 °C (sowie stichprobenartig bei Raumtemperatur) wurden Versuche an den hochwarmfesten Legierungen X10NiCrAlTi 32 20 (INCOLOY 800 H) und NiCr 22 Co 12 Mo (INCONEL 617) durchgeführt.

Die verwendeten Probengeometrien waren CT 1", CT 1/2" und CCP 1/2" sowie dickwandige Rohre mit außenliegendem Umfangsfehler. Die Belastung erfolgte im Zugschwellbereich ($R = 0,05$) mit einer Frequenz von 5 Hz. Bei allen Versuchstemperaturen zeigte sich, daß das Ermüdungsrißwachstum unabhängig von der Probengeometrie ist. Das linear-elastische ΔK_I -Konzept ist somit geeignet, das Rißwachstum unter schwingender Beanspruchung zu beschreiben.

Inhaltsverzeichnis

1.	Einleitung	1
2.	Grundlagen der linear-elastischen Bruchmechanik	2
2.1	Statische Belastung	7
2.2	Zyklische Belastung	10
2.2.1	Plastische Zone	10
2.2.2	Restligamentkriterium	13
3.	Versuchsführung	16
3.1	Werkstoffcharakterisierung	16
3.2	Apparativer Aufbau	18
3.3	Geometrien und deren Korrekturfunktionen	19
3.4	Rißlängenmeßtechnik	21
3.5	Rißfrontkrümmung	21
4.	Versuchsparameter	25
4.1	Wahl der Versuchstemperaturen	25
4.2	Probenumfang und Randbedingungen	25
5.	Allgemeines Schema der Versuchsauswertung	27
6.	Auswertung und Versuchsergebnisse	30
6.1	Einfluß von Versuchsunterbrechungen auf das Ermüdungsrißwachstum	35
6.2	Mathematische Beschreibung der Rißwachstums- kurven	40
6.3	Tabellen: Schwellwerte und Koeffizienten der Paris-Gleichung	43

7.	Einfluß von Probengröße und Probenform auf bruchmechanische Ermüdungsrißwachstumskennwerte	45
7.1	Ergebnisse der Versuche an X 10 NiCrAlTi 32 20	45
7.1.1	Geometrien mit "einseitig offenem Riß"	45
7.1.1.1	Ergebnisse bei Raumtemperatur	45
7.1.1.2	Geometrieeinfluß bei 700°C	47
7.1.1.3	Geometrieeinfluß bei 850°C	48
7.1.2	Übertragung bruchmechanischer Ermüdungsrißwachstumskennwerte auf eine Geometrie mit "innenliegendem Riß"	48
7.1.2.1	Geometrieeinfluß bei 700°C	52
7.1.2.2	Geometrieeinfluß bei 850°C	53
7.2	Einfluß der Probengröße auf das Ermüdungsrißwachstumsverhalten des NiCr 22 Co 12 Mo bei 700 und 850°C	55
8.	Zusammenfassung der Ergebnisse	58
9.	Nomenklatur	
10.	Anhang: Approximationsverfahren	
11.	Literaturverzeichnis	

1. Einleitung

Für die Bewertung ferritischer Stähle und Aluminiumlegierungen im Raumtemperaturbereich entspricht die Bruchmechanik schon seit längerer Zeit dem Stand von Wissenschaft und Technik. Bei hohen Temperaturen oberhalb 500°C hingegen ist ihre Anwendbarkeit bei austenitischen Werkstoffen und Nickelbasislegierungen noch nicht ausreichend geklärt.

Die bisher durchgeführten Untersuchungen bei hohen Temperaturen beschränken sich in der Regel auf Arbeiten an Normproben, insbesondere an Kompaktzugproben (CT-Proben; CT = compact tension). Die Übertragung auf Bauteilgeometrien bzw. deren Verifizierung steht zur Zeit noch weitgehend aus.

Im Rahmen der Arbeiten zum Projekt PNP (Prototyp Nukleare Prozeßwärme) werden Ermüdungsrißwachstumsversuche an den hochwarmfesten Legierungen NiCr 22 Co 12 Mo und X 10 NiCrAlTi 32 20 durchgeführt.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist zu zeigen, inwieweit eine Übertragbarkeit von an 1"CT-Proben gefundenen bruchmechanischen Ermüdungsrißwachstumskennwerten auf andere Probengrößen und andere Geometrien gegeben ist. Dazu werden zunächst Versuche an CT 1/2"- und umfanggekerbten RSO-Rohren (RSO = Röhrenspaltbogen) durchgeführt.

Die Kerben dieser Geometrien zeichnen sich alle durch einen "einseitig offenen Riß" aus. Um eine Aussage zu erhalten, ob die gefundenen Ergebnisse auch auf Geometrien mit "innenliegenden Rissen" zu übertragen sind, wurden umfangreiche Untersuchungen an CCP 1/2"-Proben (CCP = centre cracked panel) durchgeführt.

2. Grundlagen der linear-elastischen Bruchmechanik

Zur Aufstellung eines Bruchkriteriums für ideal spröde Werkstoffe betrachtet GRIFFITH /1/ zunächst eine unendlich ausgedehnte Platte mit einem Riß der Länge $2a$ unter äußerer Spannung σ (Abb.2.1).

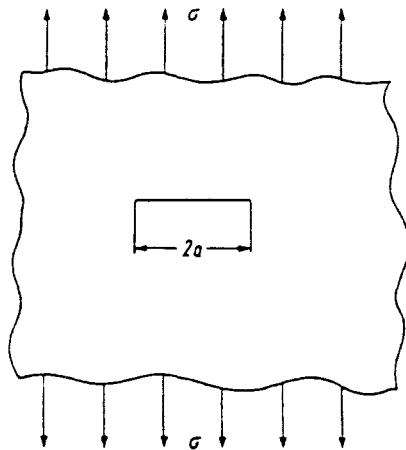
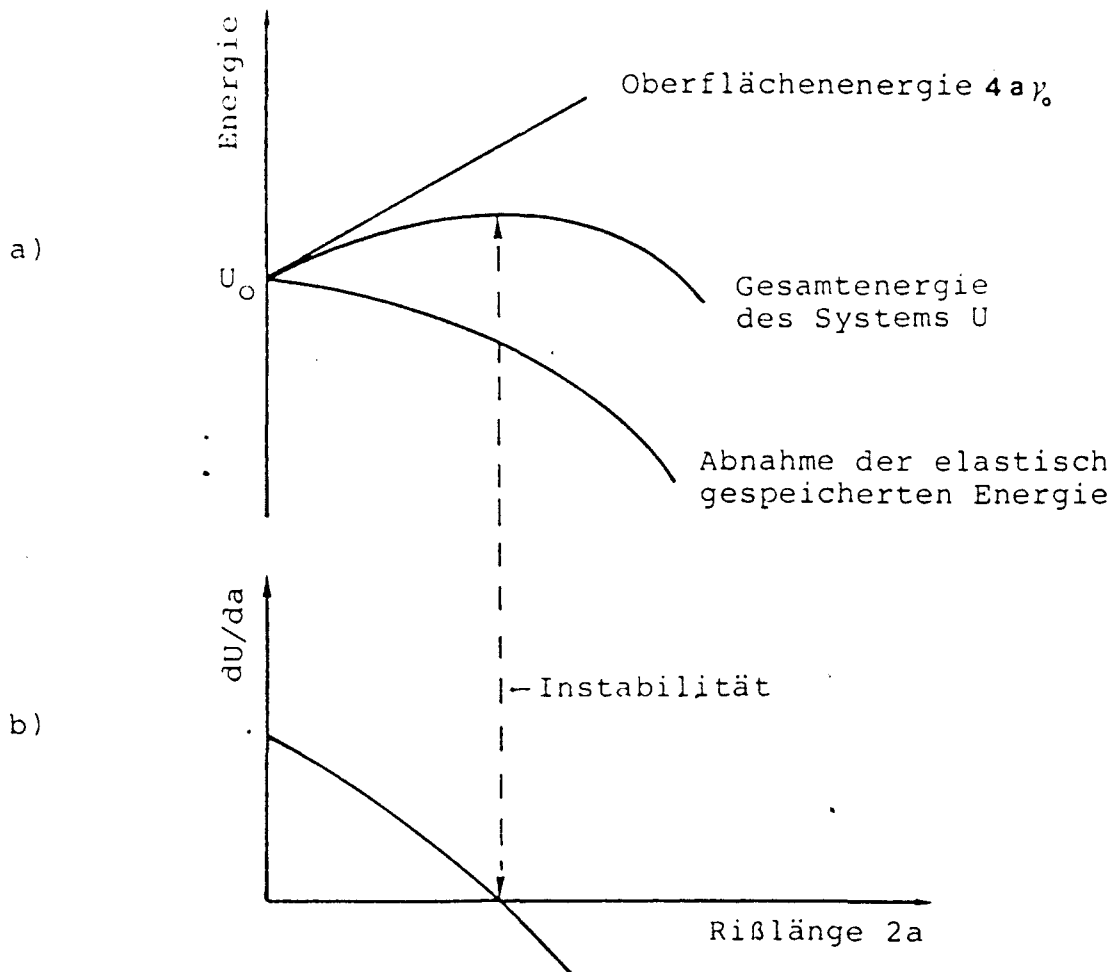


Abb. 2.1: Durchgehender Mittelriß in einer unendlich ausgedehnten Platte

Eine instabile Rißausbreitung in dieser Platte findet dann statt, wenn bei einer infinitesimalen Rißlängenzunahme um da mehr elastische Energie frei wird, als zur Bildung neuer Rißflächen aufgewendet werden muß, d.h. wenn die Energiebilanz positiv ist. In Abb. 2.2 sind die energetischen Verhältnisse bei Rißverlängerung graphisch dargestellt.



U_0 : elastisch gespeicherte Energie der gesamten Probe
 γ_0 : spezifische Oberflächenenergie

Abb. 2.2: Energetische Verhältnisse bei Rißverlängerung /2/
 a) Energiebilanz des Systems " unendliche Platte "
 b) Ableitung der Gesamtenergie des Systems

Die Änderung der elastisch gespeicherten Energie ΔU_{el} bei der Rißlängenzunahme um da gibt GRIFFITH/1/ für den ebenen Verformungszustand an:

$$\Delta U_{el} = \frac{\pi a^2 \sigma^2}{E} \quad (2.1)$$

mit E = Elastizitätsmodul
 a = Rißlänge
 σ = Spannung

GRIFFITH geht davon aus, daß die Arbeit zur Überwindung des Widerstandes, den der Probenkörper einer Rißverlängerung entgegensetzt, nur durch die Oberflächenenergie der Rißufer $4 a \gamma_0$ ausgedrückt wird. Experimente haben gezeigt, daß mit dem GRIFFITH-Kriterium außer in sehr spröden Werkstoffen (z.B. Gläser) das Verhalten von Rissen nicht hinreichend genau beschrieben werden kann. Der Grund ist, daß an der Spitze eines Risses neben der Oberflächenenergie auch andere Energien z.B. durch plastische Deformationen und Mikrorißbildung verbraucht werden. IRWIN /3/ faßt alle diese Energieanteile in der Rißerweiterungskraft

$$G_I = \frac{d(\Delta U_{el})}{d(2a)} \quad (2.2)$$

zusammen.

Aus den Gleichungen (2.1) und (2.2) folgt nun

$$G_I = \frac{\pi a \sigma^2}{E} \quad (2.3)$$

Instabile Rißausbreitung tritt dann auf, wenn G_I einen kritischen Wert G_{IC} überschreitet. Bei vorgegebener Rißlänge kann damit eine kritische Spannung bzw. bei vorgegebener Spannung eine kritische Rißlänge angegeben werden, bei der eine Probe bzw. ein Bauteil versagt.

Bei der Betrachtung rißbehafteter Geometrien unterscheidet man drei Grundbeanspruchungsarten des Risses (Abb. 2.3).

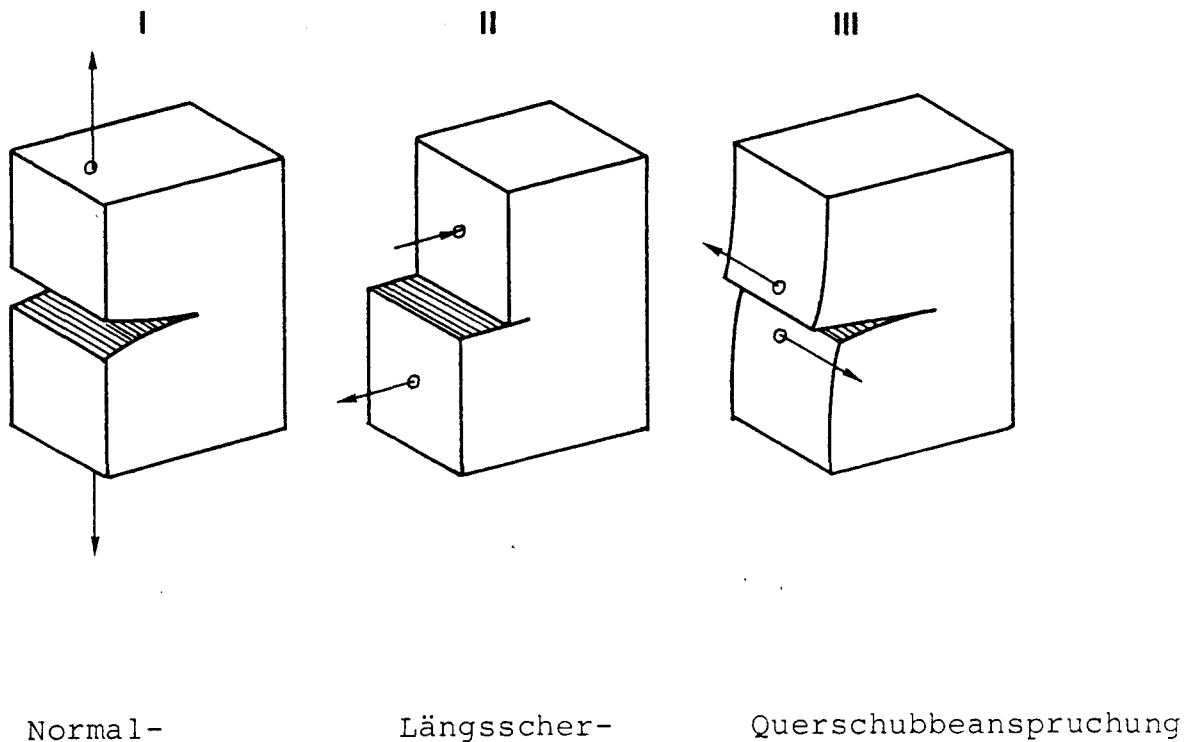


Abb. 2.3: Rißöffnungsarten /4/

Der technisch relevanteste Fall ist der Modus I, da er allgemein als konservativ gilt.

Nach SNEDDON werden die Spannungen (vgl. Abb. 2.2) im Bereich der Rißspitze angegeben durch /4/

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2 \pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.4)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2 \pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.5)$$

.

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (2.6)$$

Der gesamte Spannungszustand wird dabei durch die Konstante

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.7)$$

beschrieben. K_I wird als Spannungsintensitätsfaktor bezeichnet, er ist zunächst nur von der Höhe der Belastung (in Form der Spannung σ) und der Rißlänge abhängig.

Bisher wurde eine unendlich große Platte vorausgesetzt. Beim Übergang zu endlichen Probenabmessungen ist eine Korrekturfunktion einzuführen, so daß Gleichung (2.7) übergeht in:

$$K_I = \sigma \sqrt{a \pi} Y \quad (2.8)$$

Y ist ein Korrekturterm, der den Einfluß der Probenberandung berücksichtigt (siehe Kap. 3.3). Erreicht K_I bei Erhöhung der Last oder Vergrößerung der Rißlänge den kritischen Wert K_{IC} (kritischer Spannungsintensitätsfaktor), so tritt instabile Rißausbreitung ein, was mit dem Bruch der Probe gleichzusetzen ist.

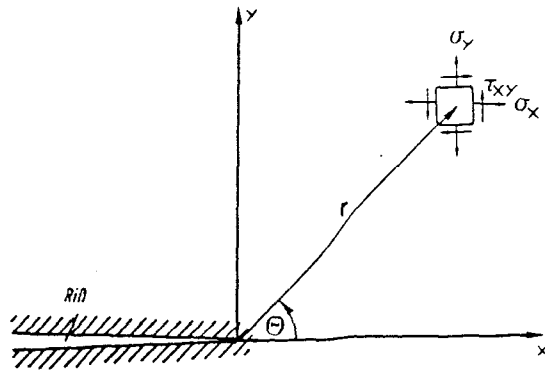
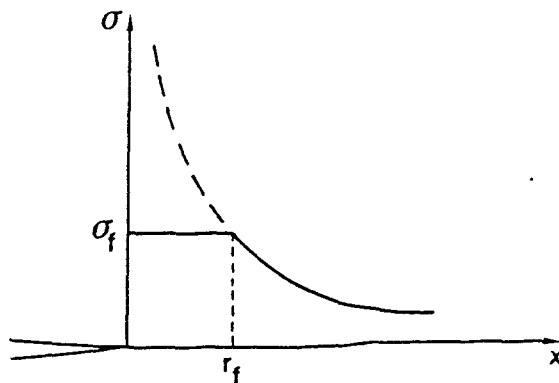


Abb. 2.4: Koordinatensystem zu Gleichungen (2.4) bis (2.6) /4/

2.1 Statische Belastung

Wegen der $1/\sqrt{r}$ -Singularität in den Gleichungen (2.4) - (2.6) steigen die Spannungen in der Nähe der Rißspitze schon bei kleinen äußeren Belastungen stark an; sie werden lediglich durch das Erreichen der Fließgrenze begrenzt. Der Spannungsabbau findet also durch plastisches Fließen des Materials statt (Abb. 2.5). Der Bereich plastischer Verformung um die Rißspitze wird als "plastische Zone" bezeichnet.



r_f = Größe der plastischen Zone in Ausbreitungsrichtung

Abb. 2.5: Spannungsverlauf vor der Rißspitze

Die Größe bzw. die Form der plastischen Zone läßt sich aus den SNEDDON-Gleichungen (Gl. 2.4 - 2.6) durch Einsetzen der Fließspannung bestimmen. In Rißausbreitungsrichtung ($\theta = 0$) gilt z.B. (Abb. 2.6):

für den ebenen Spannungszustand

$$r_{Fs} = \frac{K^2}{2 \pi \sigma_F^2} \quad (2.9)$$

und für den ebenen Verformungszustand

$$r_{Fv} = \frac{K^2}{2 \pi \sigma_F^2} (1 - 2\nu)^2 \quad (2.9a)$$

ν : Querkontraktionszahl

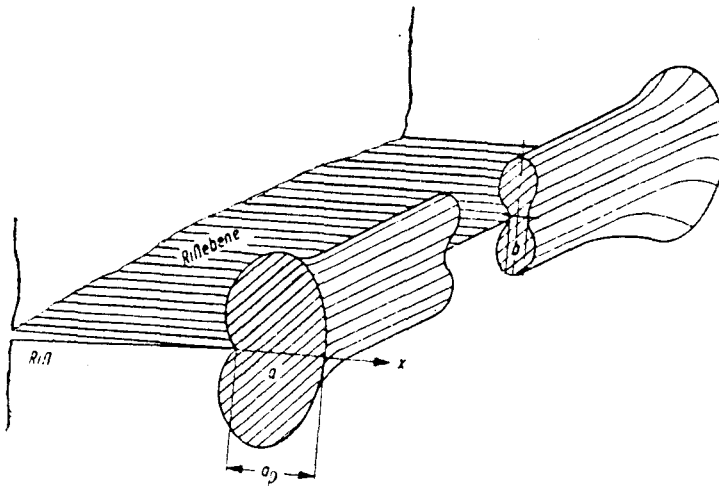


Abb. 2.6: Schematische Form der plastischen Zone /4/

a) für ebenen Spannungszustand

b) für ebenen Verformungszustand

Da die Ausbildung der plastischen Zone auf das Spannungsfeld vor der Rißspitze zurückwirkt, muß noch eine weitere Überlegung angestellt werden (Abb. 2.7):

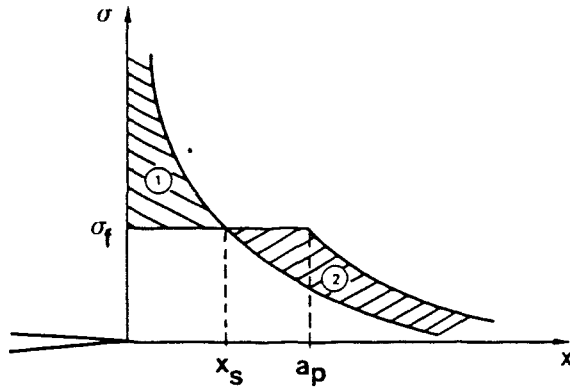


Abb. 2.7: Beeinflussung des Spannungsverlaufs vor der Rißspitze durch plastische Deformationen /5/

Die in Abb. 2.7 gekennzeichnete Fläche "1" geht für die Kraftübertragung verloren, da in einem Material die Streckgrenze nicht überschritten werden kann. Nach SCHWALBE /5/ wird nun zur Wiederherstellung des Kräftegleichgewichtes die elastisch berechnete Spannungsverteilungskurve soweit nach rechts verschoben, bis die Fläche "2" gerade der Fläche "1" entspricht. Dadurch vergrößert sich rechnerisch die plastische Zone um den Wert x_s auf

$$a_p = 2r_F = \frac{K_I^2}{\pi \sigma_F^2} \quad (2.10)$$

2.2 Zyklische Belastung

2.2.1 Plastische Zone

Da bei statischer Beanspruchung der Spannungszustand vor der Rißspitze durch den Spannungsintensitätsfaktor K_I vollständig beschrieben wird, geht man davon aus, daß auch bei zyklischer Beanspruchung der Spannungsintensitätsfaktor die den Spannungszustand beschreibende Größe ist.

Der zyklische Spannungsintensitätsfaktor ΔK_I wird somit definiert zu:

$$\Delta K_I = K_{I\max} - K_{I\min} = \Delta \sigma \sqrt{a \pi} \quad Y \quad (2.11)$$

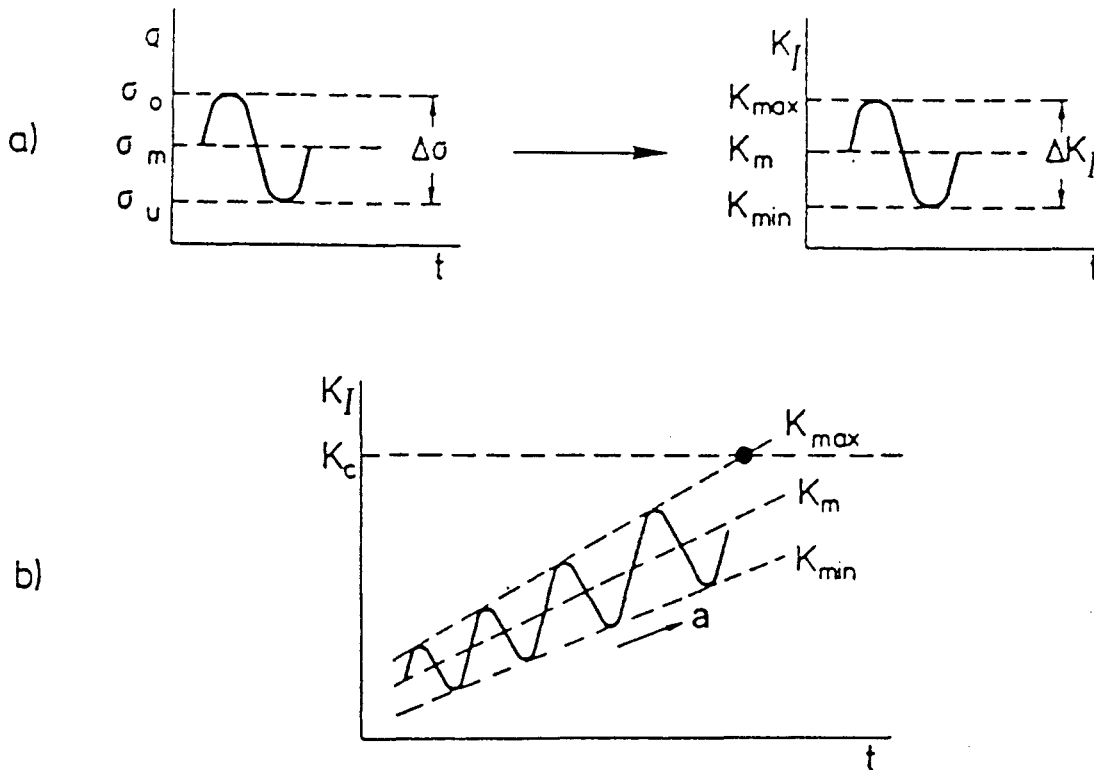
mit

$$\Delta \sigma = \sigma_o - \sigma_u \quad (2.12)$$

Zur Veranschaulichung der Größen siehe Abb. 2.8a.

Bei konstanter Schwingbreite der Belastung $\Delta \sigma$ ist ΔK_I nur eine Funktion der Rißlänge (Vgl. Abb. 2.8b).

RICE /6/ geht davon aus, daß die Ausbreitung von Ermüdungsrissen im wesentlichen durch die zyklischen plastischen Deformationen an der Rißspitze beeinflußt wird. Die Steuerung der Größe der plastischen Zone erfolgt dabei nur durch den zyklischen Anteil der Spannungsintensität (Abb. 2.9), d.h. die plastische Zone bei zyklischer Belastung ist kleiner als sich nach Gleichung (2.9) im Lastmaximum ergeben würde.



- σ_o = Oberspannung
 σ_u = Unterspannung
 σ_m = Mittelspannung
 $\Delta\sigma$ = Schwingbreite der Spannung
 $K_{I\max}$ = obere Spannungsintensität
 $K_{I\min}$ = untere Spannungsintensität
 K_{Im} = mittlere Spannungsintensität
 ΔK_I = Schwingbreite der Spannungsintensität
 K_{IC} = kritische Spannungsintensität, bei der Bruch eintritt

Abb. 2.8: Verlauf der Spannungsintensität bei zyklischer Belastung

- a) bei konstanter Rißlänge
 b) bei zunehmender Rißlänge

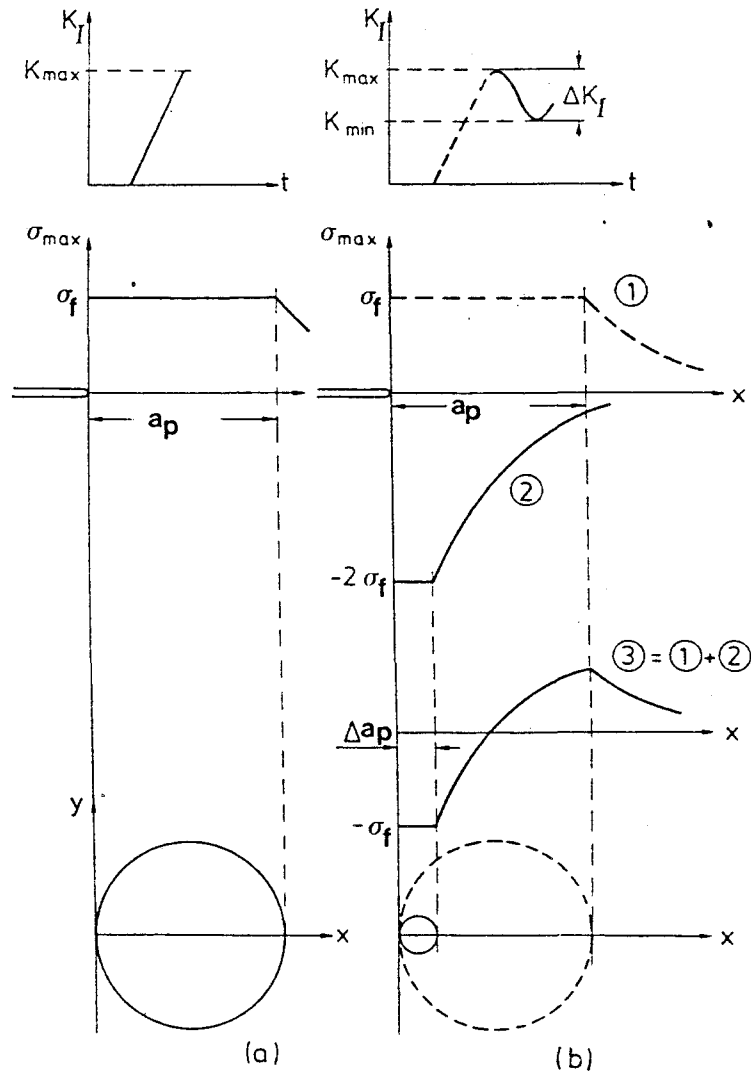


Abb. 2.9: Plastische Zone bei statischer (a) und zyklischer (b) Belastung durch Superposition /5/

Die erstmalig aufgebrachte Beanspruchung mit der Spannungsintensität $K_{I\max}$ ruft die plastische Zone a_p hervor. Eine Entlastung um ΔK_I auf $K_{I\min}$ kann als Belastung in entgegengesetzter Richtung (Kurve 2) angesehen werden, die innerhalb der plastischen Zone vom Spannungsniveau $+\sigma_F$ ausgeht (Kurve 1). Die Superposition beider Spannungsverläufe ergibt den bei $K_{I\min}$ vorliegenden Spannungsverlauf (Kurve 3). Obwohl die äußere Last ($= K_{I\min}$) das

Vorzeichen nicht gewechselt hat, sind im Bereich Δa_p plastische Deformationen in entgegengesetzter Richtung aufgetreten. Dieser durch Δa_p gekennzeichnete Bereich ist die zyklische plastische Zone, denn in diesem Gebiet treten beim Schwingen der Spannungsintensität zwischen K_{Imin} und K_{Imax} zyklische plastische Deformationen auf. So lassen sich die bei statischer Belastung gefundenen Gleichungen auch auf dynamische Vorgänge übertragen. Für die Größenabschätzung der plastischen Zone gibt RICE /6/ die folgende Gleichung (2.13) an:

$$\Delta a_p = \frac{\pi}{32} \left\{ \frac{K_I}{\sigma_F} \right\}^2 \quad (2.13)$$

Δa_p = plastische Zone bei dynamischer Beanspruchung
($\Delta a_p \approx 0.3 a_p$)

Bei hochzählen Werkstoffen wird in den genannten Gleichungen häufig als Fließspannung das Mittel aus Zugfestigkeit R_m und Streckgrenze $R_{p0.2}$ verwendet /7/:

$$\sigma_F = 1/2 (R_m + R_{p0.2}) \quad (2.14)$$

2.2.2 Restligamentkriterium

Um die plastische Zone klein gegenüber dem Restligament zu halten, d.h. um zu gewährleisten, daß dort eine überwiegend linear-elastische Beanspruchung vorliegt, sollte nach der ASTM E647 die Endrißlänge einer CT-Probe nur so groß sein, daß gilt:

für die Größe des Restligamentes (Probenlänge - Rißlänge)

$$w - a \geq \frac{4}{\pi} \left(\frac{K_{Imax}}{\sigma_F} \right)^2 \quad (2.15)$$

Andererseits muß für die Aufrechterhaltung eines überwiegend ebenen Dehnungszustandes für die Probendicke gelten:

$$\frac{w}{20} \leq B \leq \frac{w}{2} \quad (2.16)$$

Ebenso gilt für die CCP-Probe:

$$w - 2a \geq 1.25 \frac{P_{\max}}{B \sigma_F} \quad (2.17)$$

$$\frac{w}{8} \leq B \leq \frac{w}{4} \quad (2.18)$$

Die Gleichungen (2.15 bis 2.18) wurden für statische Belastungen und ferritische Werkstoffe aufgestellt. Für austenitische Werkstoffe ist daher die Fließspannung σ_F nach Gleichung (2.14) zu berechnen.

Wendet man die Gleichungen (2.15) und (2.16) auf die hier untersuchten Werkstoffe und Versuchsbedingungen (s. Tabelle 2.1) an, ergibt sich als Minimalabmessung für das Restligament für CT-Proben der Nickel-Basislegierung bei 850°C zu ca. 10 mm, beim X 10 NiCrAlTi 32 20 bis zu 33 mm. Ein Endrißlängenverhältnis von $a/w = 0.7$ entspricht für CT 1"- bzw. CT 1/2" - Proben einem Restligament von 15 mm bzw. 7.5 mm.

		700°C	850°C
NiCr 22 Co 12 Mo	σ_F (MPa)	380	240
	$K_{I\max}$ (MPa m ^{1/2})	35	20
X 10 NiCrAlTi 32 20	σ_F (MPa)	215	125
	$K_{I\max}$ (MPa m ^{1/2})	35	20
	P_{\max} (kN)	36	22

Tabelle 2.1: Versuchsbedingungen /8/

Das Ergebnis zeigt, daß dieses Kriterium durch die Proben des Werkstoffs NiCr 22 Co 12 Mo teilweise erfüllt wird, nicht jedoch für die Eisenbasislegierung

Eine Auswertung der Gleichungen (2.17) und (2.18) für CCP 1/2" - Proben aus X 10 NiCrAlTi 32 20 führt bei 850°C zu einem Restligament von mindestens 14mm. Dieses Kriterium wird auch noch bei Rißlängenverhältnissen oberhalb von $2a/w = 0.7$ erfüllt.

3. Versuchsführung

3.1 Werkstoffcharakterisierung

Bei den zu prüfenden Werkstoffen handelt es sich um die Nickelbasislegierung NiCr 22 Co 12 Mo und die hochwarmfeste Eisenbasislegierung X 10 NiCrAlTi 32 20. Ihre chemischen Zusammensetzungen sind in Tabelle 3.1 wiedergegeben /9/.

	C	Fe	Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Al	Si	Mn
NiCr 22 Co 12 Mo	.064	.45	Rest	21.85	11.85	9.17	.44	.91	.18	-
X10NiCrAlTi 32 20	.073	Rest	30.7	20.05	-	-	.31	.25	.30	.64

Tab. 3.1: Chemische Zusammensetzung der Werkstoffe NiCr 22Co 12Mo und X 10 NiCrAlTi 32 20 in Mass. -% /9/

Die Proben wurden entnommen aus den Halbzeugen:

X 10 NiCrAlTi 32 20: Flachstab 30mm Dicke, warmgewalzt
Rohr 120mm Durchmesser, stranggepresst

NiCr 22 Co 12 Mo : Flachstab 90 x 40mm , warmgewalzt

Die mittleren mechanische Eigenschaften wie Streckgrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung der beiden Werkstoffe sind in Abhängigkeit der Temperatur aus den Abbildungen 3.1a und 3.1b zu entnehmen.

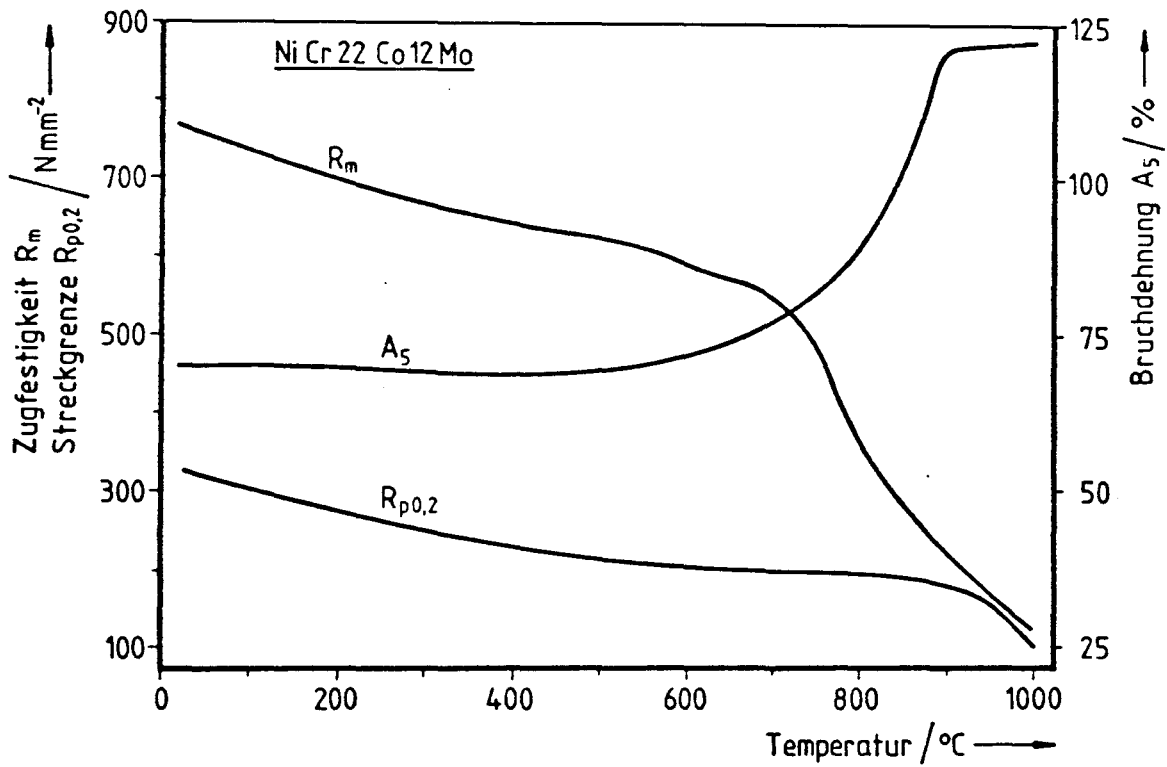


Abb. 3.1a: Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von NiCr 22 Co 12 Mo /9/

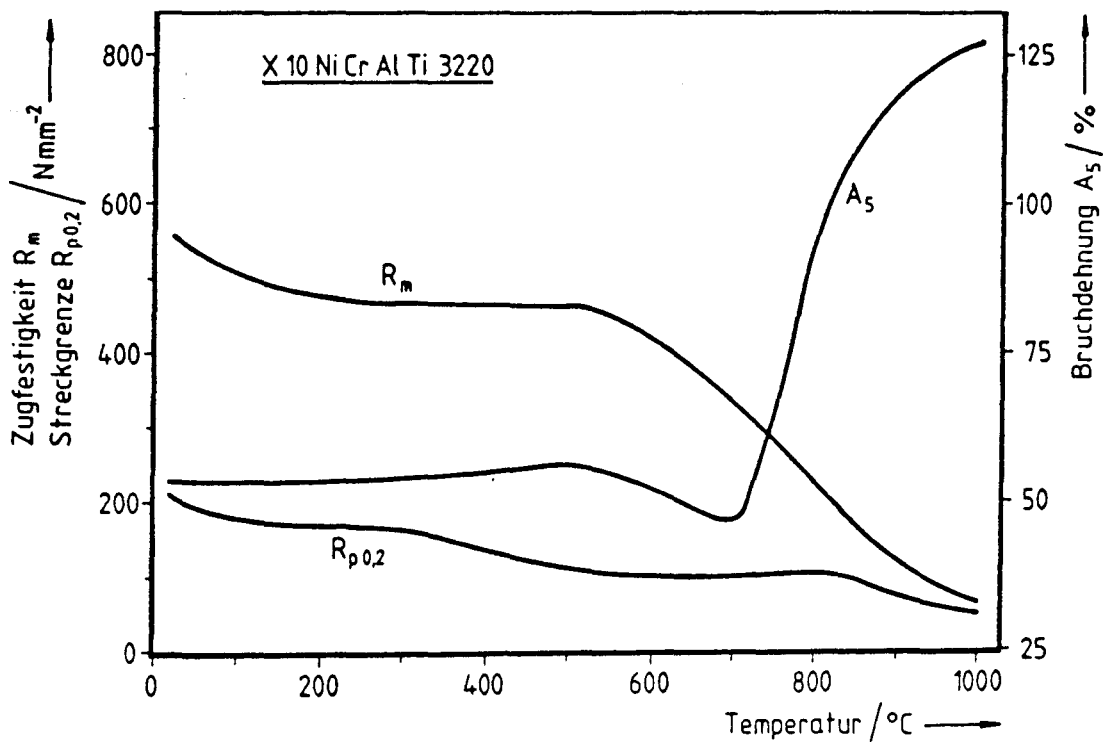


Abb. 3.1b: Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von X 10 NiCrAlTi 32 20 /9/

3.2 Apparativer Aufbau

Für die Versuche kamen zwei servohydraulische Prüfmaschinen zum Einsatz. Eine INSTRON, Typ 1343, mit 100 kN-Maximallast für die Kompaktzug- und CCP-Proben. Zur besseren Auflösung der Last wurde für die Versuche an CT 1/2"-Proben eine 10 kN - Meßdose verwendet. Für die Ermittlung der zyklischen Belastungen der RSO-Rohre kam eine INSTRON, Typ 1345, mit 500 kN-Maximallast zur Anwendung. Die Datenerfassung der anfallenden Meßwerte erfolgte im ersten Fall über einen PDP-11 Rechner.

Die Aufheizung der CT- und CCP-Proben erfolgte induktiv (Frequenz 30 kHz; Abb. 3.2). Bei den RSO-Rohren fand die Beheizung in einem 7 Zonen - Widerstandsofen statt /10/, dabei wurde über eine Länge von 600mm eine Temperaturkonstanz von $\pm 2^{\circ}\text{C}$ eingehalten.

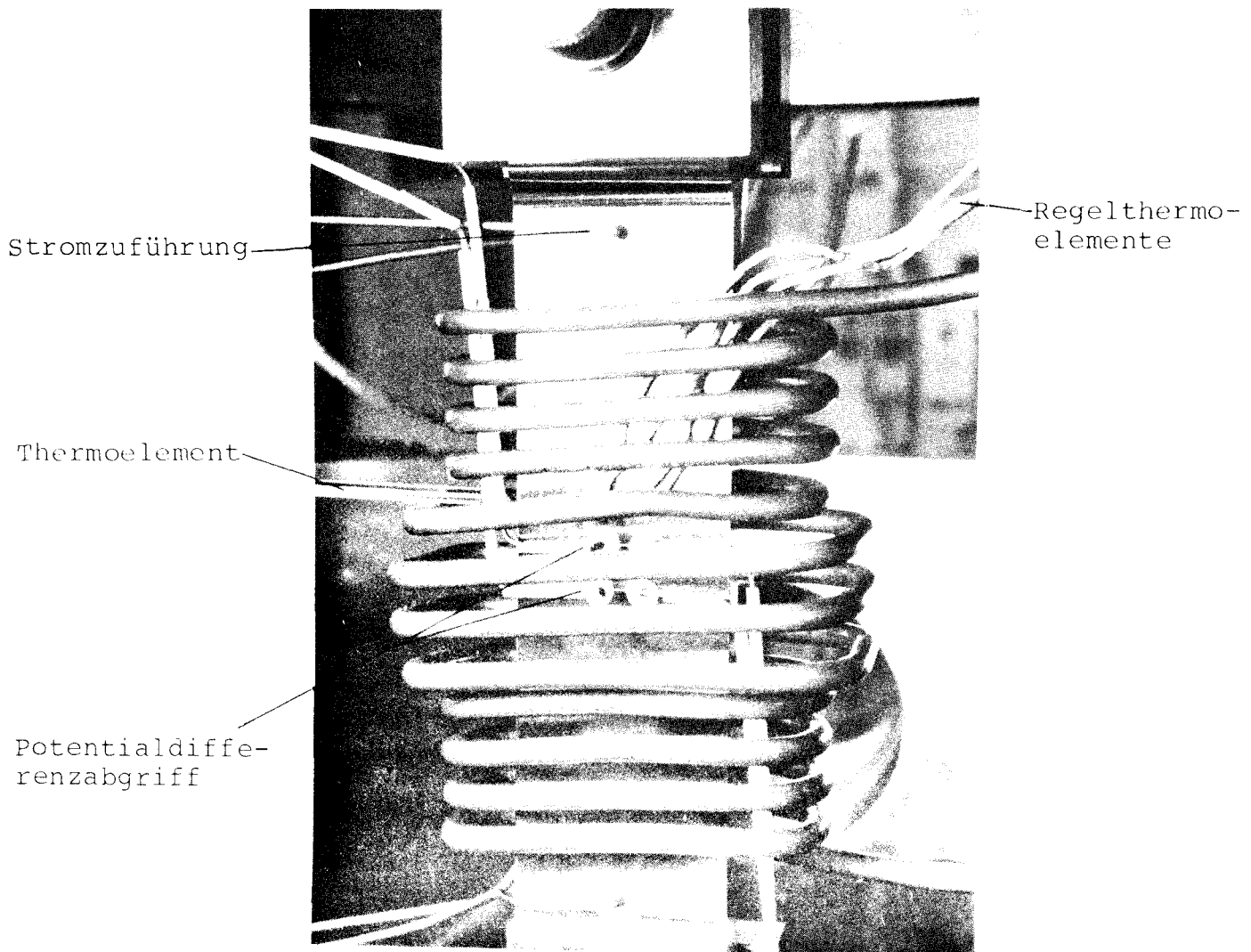


Abb. 3.2: Induktivbeheizung einer CCP 1/2"-Probe

Zur Temperaturmessung an den Rohrproben kamen nackte auf das Rohr aufgepunktete Thermoelemente (PtRh-Pt, Drahtdurchmesser 0.5 mm) zum Einsatz. Bei den CT- und CCP-Proben wurden Mantelelemente (PtRh-Pt, 0.5 bzw. 1mm Dicke) verwendet, die in eine Bohrung innerhalb der temperaturkonstanten Zone eingeschoben wurden. Bei den CCP-Proben konnte eine gleichmäßige Temperaturzone ($\pm 8^{\circ}\text{C}$) von ca. 20 mm oberhalb und unterhalb der Rißebene über die gesamte Probenweite erzielt werden.

3.3 Geometrien und deren Korrekturfunktionen

Tabelle 3.1 zeigt die Probenabmessungen und die dazugehörigen Korrekturfunktionen zur ΔK_I -Berechnung für sämtliche in dieser Arbeit verwendeten Probenformen. Die Anfangskerbe bei 1"- und 1/2"CT-Proben entspricht dem in der ASTM E647 /7/ spezifizierten Chevron-Kerb. Er wurde funkenerosiv eingebracht. Die Probenentnahme ist so gewählt, daß Rißwachstum in Walzrichtung (T-L Lage nach ASTM E399 /11/) stattfindet.

Die Kerbe der 1/2"CCP-Proben wurde entsprechend der ASTM E647 /7/ ausgeführt. Beim RSO-Rohr fand eine gleichmäßige Eibringung des Umfangskerbs mit einem 45° -Fräser statt. Die Kerbform ist in Abb. 3.3 dargestellt. Vor Beginn der Hochtemperaturversuche wurden alle Proben bei Raumtemperatur auf ein Anfangsrißlängenverhältnis von ca. 0.3 bis 0.4 a/w angeschwungen.

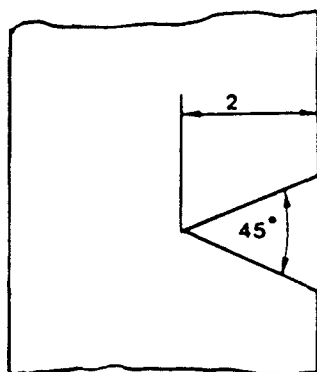


Abb. 3.3: Kerbform für RSO-Rohre

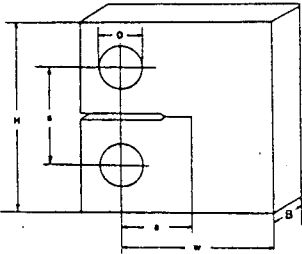
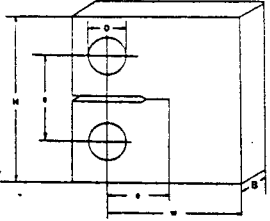
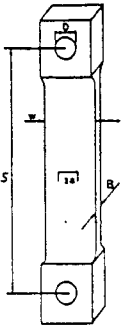
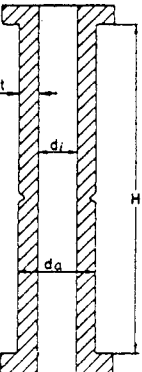
Probenbenform	Geometrie	Abmaße	Korrekturfunktion
CT 1"		$B = 25$ $H = 60$ $w = 50$ $D = 15$ $s = 30$	$K_I = \frac{\Delta P}{b\sqrt{w}} \frac{2+a/w}{(1-a/w)^{3/2}} Y$ $a/w \geq 0.2$ $Y = 0.886 + 4.64a/w - 13.32(a/w)^2 + 14.72(a/w)^3 - 5.6(a/w)^4 \quad /7/$
CT 1/2"		$B = 12.5$ $H = 30$ $w = 25$ $D = 7.5$ $s = 15$	$K_I = \frac{\Delta P}{b\sqrt{w}} \frac{2+a/w}{(1-a/w)^{3/2}} Y$ $a/w \geq 0.2$ $Y = 0.886 + 4.64a/w - 13.32(a/w)^2 + 14.72(a/w)^3 - 5.6(a/w)^4 \quad /7/$
CCP 1/2"		$B = 12.5$ $w = 50$ $D = 25$ $s = 296$	$K_I = \frac{\Delta P \sqrt{a}}{b w} Y$ $2a/w \leq 0.7$ $Y = 1.77 + 0.227(2a/w) - 0.51 \frac{(2a/w)^2 + 2.7(2a/w)^3}{/11/}$
RSO-Rohr		$t = 10$ $H = 1678$ $d_i = 50$ $d_a = 60$	$K_I = \frac{\Delta P \sqrt{a}}{\sqrt{\pi} (R_a^2 - R_i^2)} Y_R$ $0.15 \leq a/t \leq 0.75$ $Y = 1.1065 + 0.4589(a/t) + 1.8283(a/t)^2 \quad /12/$

Tabelle 3.2: Verwendete Geometrien

3.4 Rißlängenmeßtechnik

Zur Messung der Rißlängenänderung wurde die Gleichstrompotentialmethode /13, 14/ eingesetzt. Dabei wird die Probe mit einem konstanten elektrischen Strom gespeist. Bei Rißverlängerung erhöht sich aufgrund der Verringerung des Querschnittes der Probe der Ohm'sche Widerstand des Restligaments. Aus dem Ohm'schen Gesetz folgt bei konstantem elektrischen Strom I aus einer Vergrößerung des Widerstandes eine Erhöhung des Spannungsabfalls über der Probe. Dieser Spannungsabfall stellt über zuvor ermittelte Eichkurven ein direktes Maß für die Rißlänge dar /14, 15/. Abb. 3.4 zeigt die Eichkurve für die 12.5mm CCP-Probe, die Kalibrierkurven für die anderen im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Probengeometrien sind in /10/ zu finden.

3.5 Rißfrontkrümmung

Bedingt durch den Übergang vom ebenen Spannungszustand (an der Oberfläche) zum ebenen Dehnungszustand (im Innern der Probe) tritt in den Proben keine ebene Rißfront auf. Die ASTM E647 bzw. E399 /16/ schlägt daher eine Mittelung nach einem speziellen Verfahren vor. Danach zieht man den Mittelwert bei $x = 0$ und $x = \pm d/4$ (s. Abb.3.6) zur Bestimmung der Rißlänge heran.

$$a = (l_1 + l_2 + l_3)/3 \quad (3.1)$$

Voraussetzung für die Gültigkeit dieses Ansatzes ist allerdings eine höchstens 10 %ige Abweichung der Rißlängen an der Oberfläche l_A und l_B (Abb. 3.6) vom Mittelwert a .

$$l_A, l_B \geq 0.9 a \quad (3.2)$$

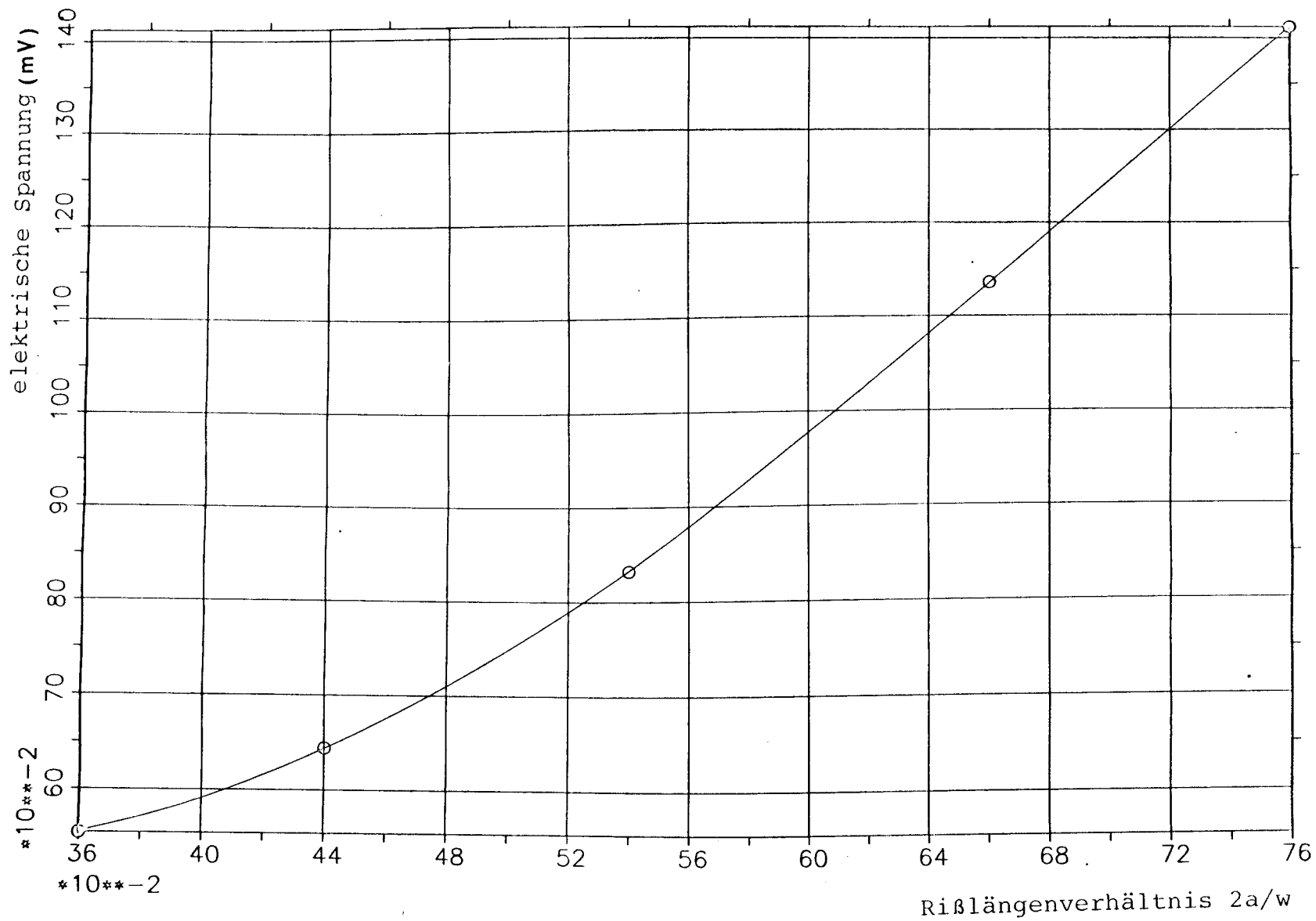
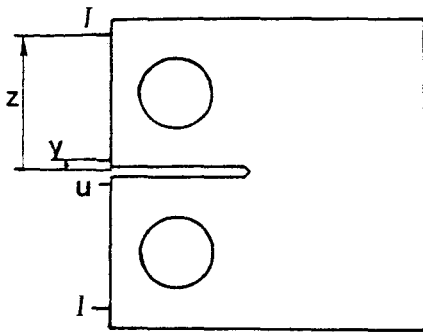


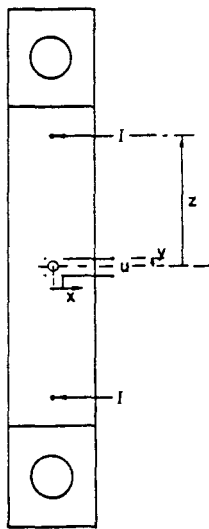
Abb. 3.4: Potentialeichkurve einer CCP-Probe aus Messing für $I = 25 \text{ A}$ mit den in Abb. 3.5 aufgeführten Stromeinleitungs- und Potentialabgriffspunkten. Rißlängen wurden hier durch Sägeschnitte verändert.



CT 1"; CT 1/2"-Probe

$$y = \pm 2.5\text{mm}; \pm 2.5\text{mm}$$

$$z = \pm 25.0\text{mm}; \pm 12.5\text{mm}$$

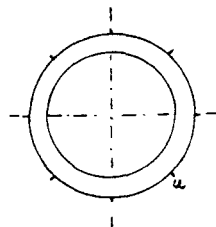
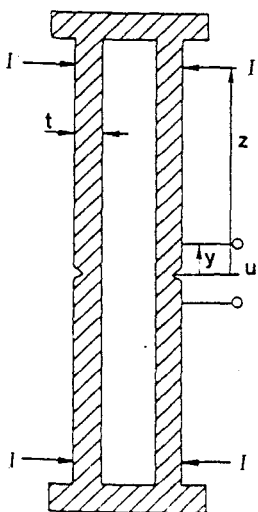


CCP 1/2"-Probe

$$x = \pm 5\text{mm}$$

$$y = \pm 5\text{mm}$$

$$z = \pm 75\text{mm}$$



RSO-Rohr

$$y = \pm 2.5\text{mm}$$

$$z = \pm 750.0\text{mm}$$

Abb. 3.5: Verwendete Stromzuführungs- und Potentialabgriffspunkte der eingesetzten Geometrien

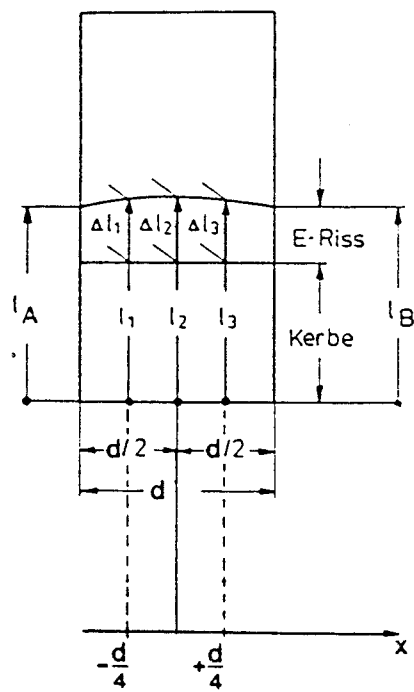


Abb. 3.6: Zur Rißlängenmessung /5/

4. Versuchsparameter

4.1 Wahl der Versuchstemperaturen

Da beide Werkstoffe im Bereich um 700°C eine starke Änderung ihrer Eigenschaften (vgl. Abb. 3.1: Bruchdehnung, Zugfestigkeit) aufweisen, wurde eine Versuchstemperatur bei 700°C gewählt. Eine weitere Prüftemperatur liegt bei 850°C. Die Ergebnisse der Versuche an CT 1"-Proben bei 700 und 850°C sind von KWASNY /10/ übernommen.

Für den X 10 NiCrAlTi 32 20 wurden zu den Hochtemperaturergebnisse weiterhin Ermüdungsrißwachstumsdaten bei Raumtemperatur verglichen. Dazu diente ein Versuch an einer CT 1"-Probe, der Vergleich mit den anderen Geometrien erfolgte auf der Basis der Anschlagdaten.

Alle Versuche wurden in Luft durchgeführt.

4.2 Probenumfang und Randbedingungen

Zur Reproduzierbarkeit der Versuche werden bei den hohen Temperaturen jeweils 3, in Einzelfällen 2 Proben getestet. Aufgrund hoher Kosten der RSO-Rohre erfolgte bei 700°C nur ein Stichprobenversuch. Der Umfang der Versuche ist in Tabelle 4.1 wiedergegeben.

Das Spannungsverhältnis

$$R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \quad (4.1)$$

(σ_o = Oberlast, σ_u = Unterlast)

beträgt in allen Versuchen 0.05, um gerade noch eine kraftschlüssige Verbindung in der Prüfmaschine zu erhalten. Die Belastungsänderung ist sinusförmig, die Frequenz 5Hz. Es wird angenommen, daß bei dieser Frequenz der Einfluß überlagerten Kriechrißwachstums noch vernachlässigbar ist /10, 17/.

		RT	700 ^o	850 ^o
NiCr 22 Co 12 Mo	CT 1"	-	2 [*]	3 [*]
	CT 1/2"	-	3	2
X 10 NiCrAlTi 32 20	CT 1"	1	2 [*]	3 [*]
	CT 1/2"	-	3	3
	CCP 1/2"	-	3	3
	RSO-Rohr	2 ^{**}	1	3

* Diese Daten wurden aus /10/ übernommen

** Ergebnisse aus Anschwingdaten

Tabelle 4.1: Probenumfang bei jeweiliger Versuchstemperatur

5. Allgemeines Schema zur Versuchsauswertung

Zur Ermittlung der Korrelation zwischen Rißausbreitungsgeschwindigkeit da/dN und zyklischer Spannungsintensität ΔK_I ist zunächst das Rißwachstum als Funktion der Zyklenzahl N zu bestimmen. Die Rißlängenmessung erfolgt unter Verwendung der Gleichstrompotentialmethode (vgl. Kap. 3.4).

Die im Versuch anfallenden Daten wurden als Wertepaar Potentialdifferenz U - Zyklenzahl N festgehalten (Abb. 5.1a).

$$U = f(N) \quad (5.1)$$

Nach Versuchsende werden die Proben bei RT durchgeschwungen und anschließend die Anfangs- und Endrißlänge mit dem Mikroskop nach der in Abschnitt 3.4 vorgestellten Methode vermessen.

Zur Überführung der während des Versuchs gemessenen elektrischen Spannungen in Rißlängen wird für die optisch vermessene Anfangsrißlänge a_0 ein Faktor F_1 bestimmt. F_1 ist das Verhältnis aus der im Versuch ermittelten Potentialdifferenz U und dem sich bei a_0 ergebenden Spannungswert U_{EK} der jeweiligen Eichkurve (siehe Kap. 3.4) multipliziert mit dem Verhältnis aus der Stromstärke im Versuch I und der Stromstärke bei der Aufnahme der Eichkurve I_{EK} .

$$F_1 = \frac{U}{U_{EK}} \cdot \frac{I}{I_{EK}} \quad (5.2)$$

Wenn dieser Faktor vorliegt, werden sämtliche elektrische Spannungen der Eichkurve damit multipliziert. So entsteht eine probenspezifische Eichkurve, mit der jeder gemessenen Potentialdifferenz U eine Rißlänge zuzuordnen ist. Mit ihrer Hilfe errechnet man die Rißlänge a in Abhängigkeit der Zyklen N (Abb. 5.1b) mit

$$a = f(N) \quad (5.4)$$

Durch Approximation (7-Punkte-Methode, Legendre-Polynome s. Anhang) und anschließende analytische Differentiation oder Bildung des Differenzenquotienten wird die Rißausbreitungsgeschwindigkeit da/dN (bzw. $\Delta a/\Delta N$) als Funktion der Rißlänge bestimmt:

$$da/dN = f(a) \quad (5.5)$$

Bei bekannter Lastschwingbreite kann nach Gl.(2.11) zu jeder Rißlänge der zyklische Spannungsintensitätsfaktor $\Delta K_I(a)$ errechnet werden. Damit erhält man einen Zusammenhang

$$da/dN = f(\Delta K_I) \quad (5.6)$$

In einem doppelt logarithmischen Diagramm läßt sich der Zusammenhang der beiden Größen in 3 Bereiche aufteilen (Abb. 5.1c) /5, 18/.

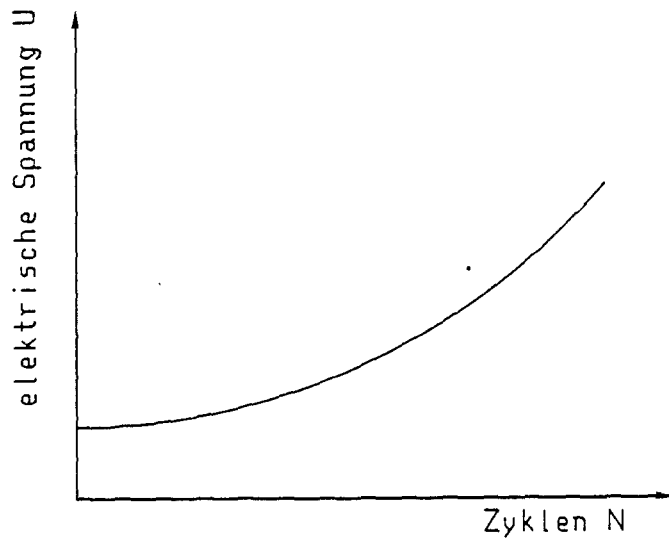
Bereich I zeichnet sich durch kleine Rißgeschwindigkeiten aus, wobei ΔK_{I0} der Schwellwert ist, unterhalb dessen kein Rißwachstum zu erwarten ist /5, 19/. Bereich II gibt den Bereich des stabilen Rißfortschritts an, der durch den Potensatz von Paris /20/ beschrieben wird:

$$da/dN = C \Delta K_I^n \quad (5.7)$$

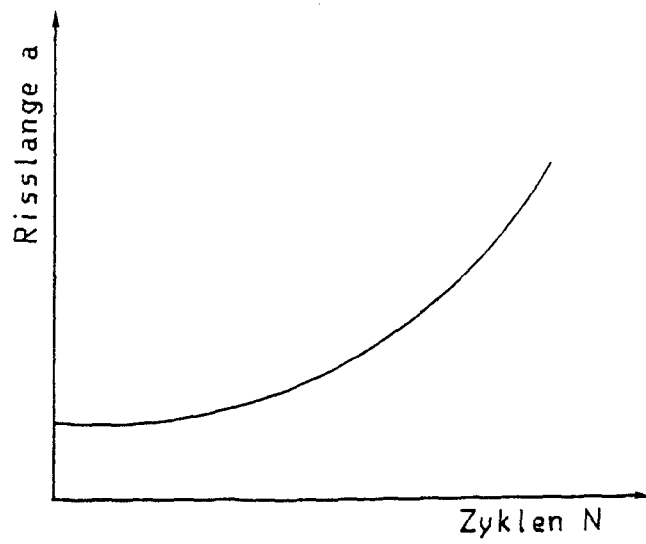
C und n sollen dabei Werkstoffkonstanten sein.

In der doppelt logarithmischen Darstellung ergibt der Zusammenhang nach Gl.(5.7) eine Gerade. Der Kurvenverlauf in Bereich III ist gekennzeichnet durch eine beschleunigte Rißausbreitung und geht asymptotisch gegen den Wert der kritischen Spannungsintensität K_{IC} , bei dem spontanes Versagen auftritt.

a)



b)



c)

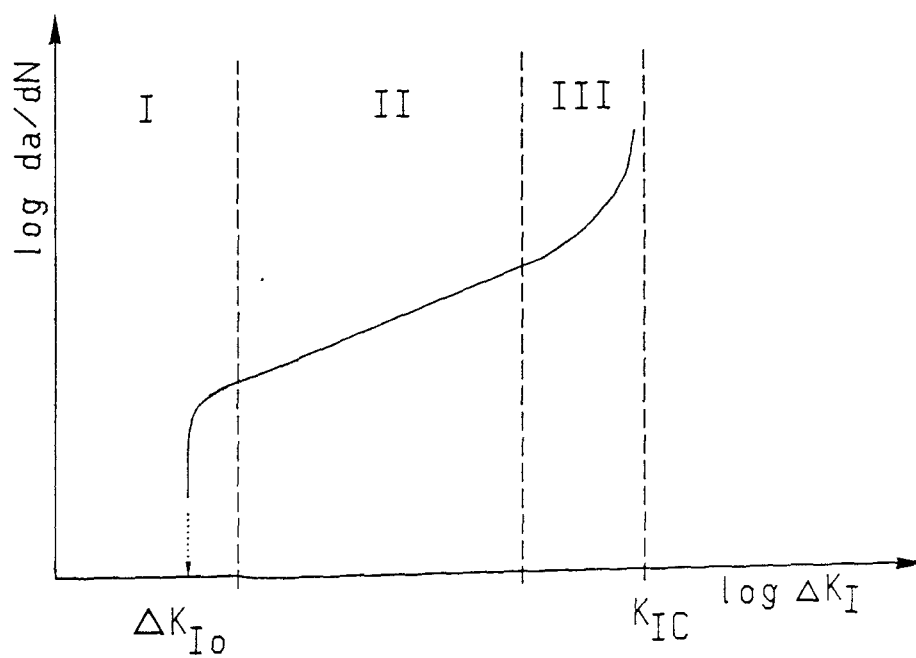


Abb. 5.1: Schematischer Ablauf der Versuchsauswertung

6. Auswertung und Versuchsergebnisse

Die Vermessung der Rißfronten sämtlicher Proben mit der in Kap. 3.4 vorgestellten 5-Punkte-Methode ergab keine unzulässigen Abweichungen bezüglich der ASTM E399 [16]. Zu Versuchsbeginn, d.h. nach dem Anschwingen, lagen bei allen CT 1"- und CT 1/2"-Proben die Rißlängenverhältnisse zwischen $a/w = 0.3$ und 0.4 , zu Versuchsende bei $a/w \approx 0.7$, in Einzelfällen bis zu 0.8 . Das Anfangsrißlängenverhältnis der CCP 1/2"-Proben liegt bei $2a/w \approx 0.43$; zu Versuchsende liegen die Rißlängenverhältnisse unterhalb von 0.7 . Die Bruchfläche dieser Probenform ist in Abb. 6.1 wiedergegeben.

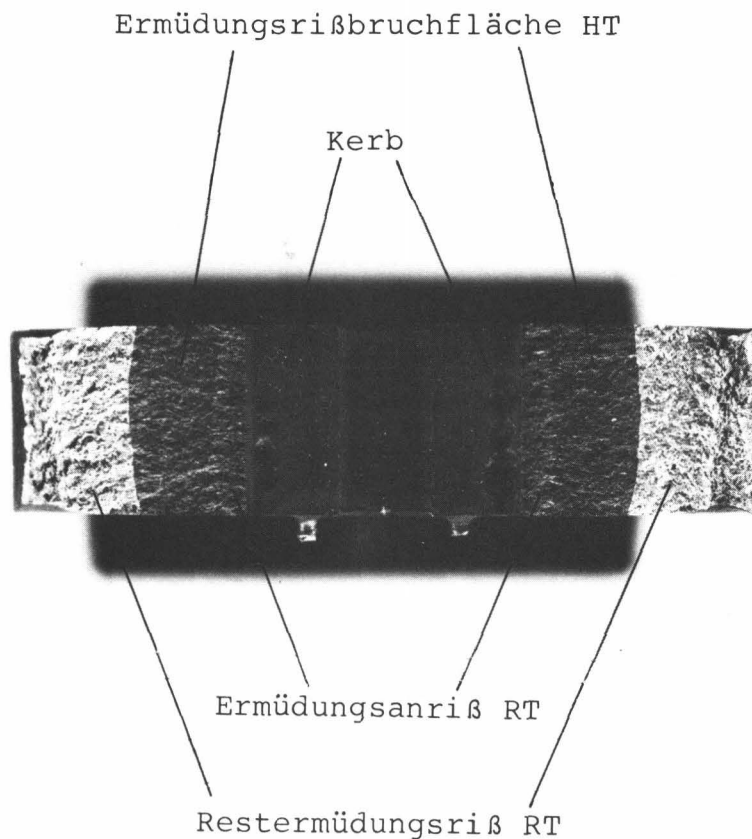


Abb. 6.1: Bruchoberfläche einer CCP 1/2"-Probe
(Werkstoff: X 10 NiCrAlTi 32 20)

Um die plastische Zone vor der Rißspitze nicht zu groß werden zu lassen, fanden Versuchsunterbrechungen mit anschließendem Wiederauffahren unter abgesenkter Last (Reduzierung von ΔK_I) statt. Abb. 6.2 zeigt die Bruchflächen zweier Proben nach dem Durchschwingen bei Raumtemperatur.

Die erkennbaren Bruchflächenmarkierungen entstehen durch eine unterschiedliche Rauigkeit der Bruchoberflächen zum Ende der einen (hohe Spannungsintensität) bzw. Anfang der nächsten Belastungsperiode (niedrigere Spannungsintensität). Eine weitere Ursache dieser Markierungen liegt in verschieden dicken Oxidschichten, die durch unterschiedlich lange Versuchsunterbrechungen bei hoher Temperatur entstehen.

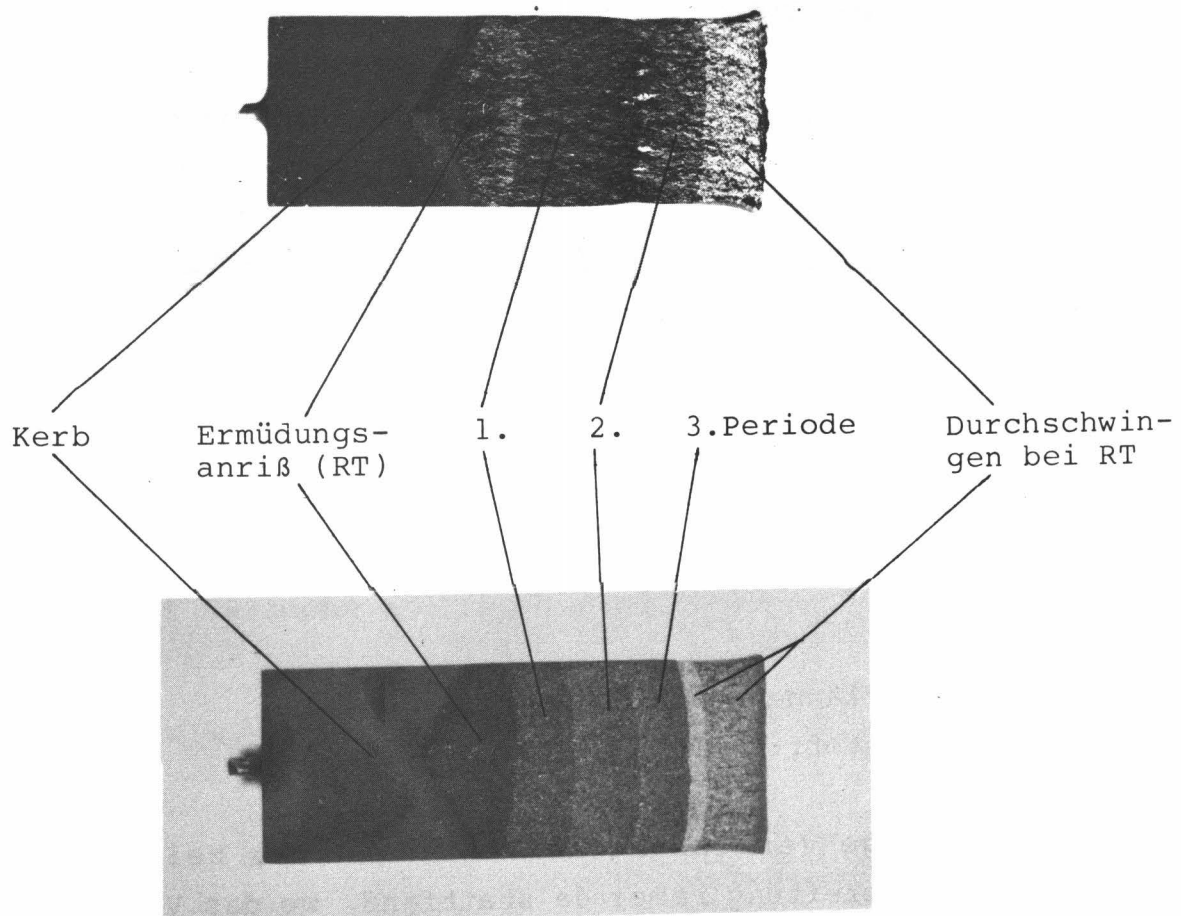


Abb. 6.2: Bruchflächenmarkierungen durch Versuchsunterbrechungen mit erneutem Anfahren unter reduzierter Last
a) X 10 NiCrAlTi 32 20; b) NiCr 22 Co 12 Mo

Bei den RSO-Rohren trat eine ungleichmäßige Rißausbreitung über dem Umfang auf (Abb. 6.3). Zur Bestimmung etwa überlagerter Biegemomente wurden vor Versuchsbeginn DMS auf der Rohroberfläche in der Nähe der Kerbe angebracht und die Probe im kalten Zustand elastisch beansprucht. Trotz großer Sorgfalt konnten praktisch

keine Biegemomente nachgewiesen werden. Diese Prozedur wurde nochmals wiederholt, nachdem die Probe zuvor zur Reduzierung möglicher Eigenspannungen für ca. 1 Stunde auf Temperaturen um 850°C erwärmt worden war. Auch jetzt zeigten sich keine Biegemomente .

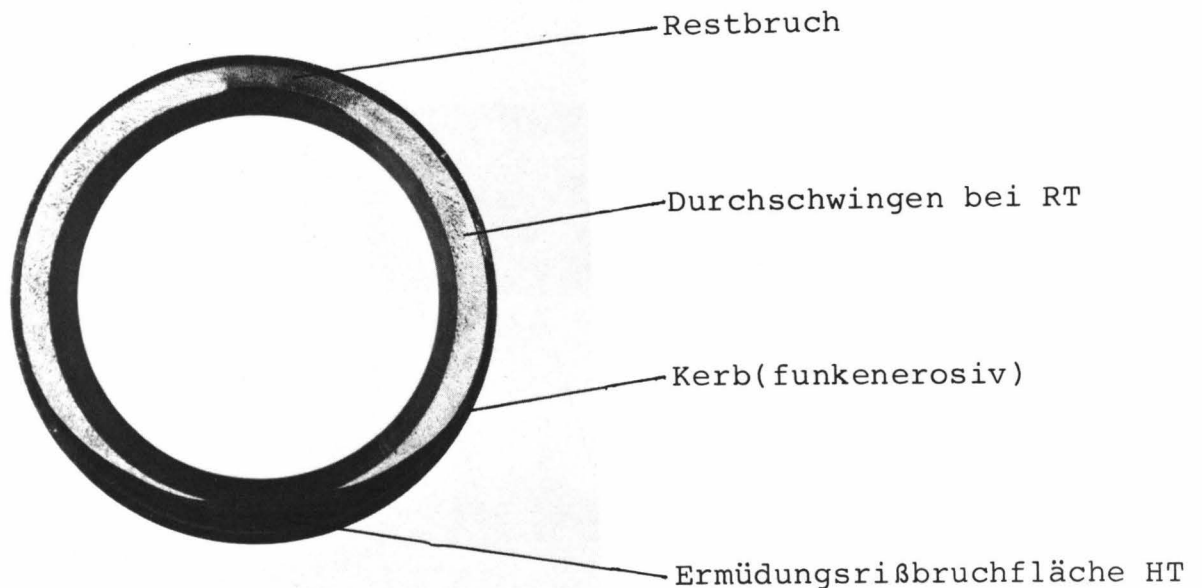


Abb. 6.3: Bruchfläche beim RSO-Rohr
(Werkstoff: X 10 NiCrAlTi 32 20)

Eine sorgfältige Vermessung des Anfangskerbs zeigte, daß die maximale Rißausbreitung immer da stattfand, wo das Verhältnis aus Anfangskerb zu Wandstärke bei Versuchsbeginn am größten gewesen war, d.h. am Ort des maximalen Anfangswertes für ΔK_I . Das asymmetrische Rißwachstum läßt sich so auf gegebene Toleranzen in der Wandstärke und der Kerbtiefe zurückführen. Zur Bestimmung der Rißfortschrittsgeschwindigkeit wurde der Potentialverlauf an dem Potentialabgriffspunkt verwendet, in dessen Nähe die größte Rißausbreitung aufgetreten war.

Da für die asymmetrische Rißfront kein Korrekturfaktor zur Verfügung stand, kam bei der Auswertung der Korrekturfaktor Y_R , gültig für gleichmäßiges Rißwachstum über den gesamten Rohrumfang, zur Anwendung. Es wird aber darauf hingewiesen, daß eine genauere Ermittlung der Korrekturfunktion für asymmetrischen Rißfortschritt z.B. durch eine Finite-Element-Rechnung anzustreben ist.

Die Querschliffe von 1/2"CT-Probe (Abb. 6.4) und RSO-Rohr (Abb. 6.5) zeigen die ausschließlich transkristalline Ermüdungsbruchmorphologie der beiden Werkstoffe. Es ist weiterhin eine starke Zeiligkeit des Gefüges insbesondere des X 10 NiCrAlTi 32 20 zu erkennen. Dieser Werkstoff weist im Gegensatz zur Nickelbasis-Legierung (Abb. 6.4) unter Belastung auch eine relativ große Öffnung der Rißufer auf.

Wegen der Unterschiede im mikroskopischen Bruchbild und im mechanischen Verhalten, wird angenommen, daß die Voraussetzung für einen linear-elastischen ΔK_I -Ansatz im Falle des NiCr 22 Co 12 Mo eher gegeben sind als im Falle des X 10 NiCrAlTi 32 20. Aus diesem Grunde wurden die Untersuchungen für die Nickelbasis-Legierung auf Versuche an 1"-und 1/2"CT-Proben beschränkt.

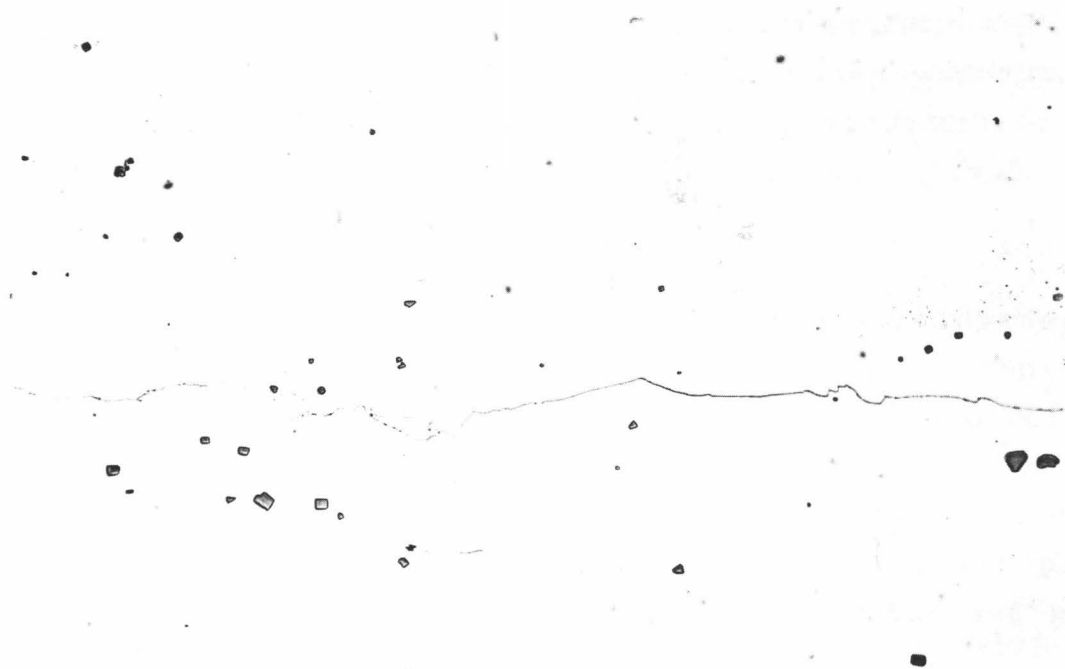


Abb. 6.4: CT 1/2"-Probe, Querschliff
(Werkstoff: NiCr 22 Co 12 Mo)

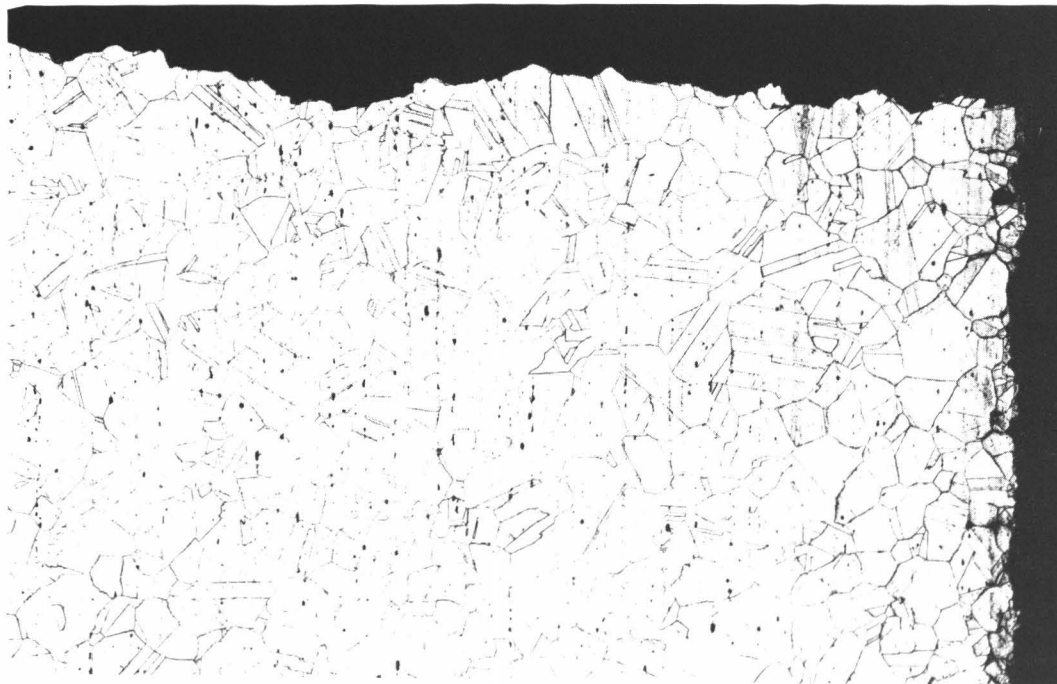


Abb. 6.5: RSO-Rohr, Querschliff
(Werkstoff: X 10 NiCrAlTi 32 20)

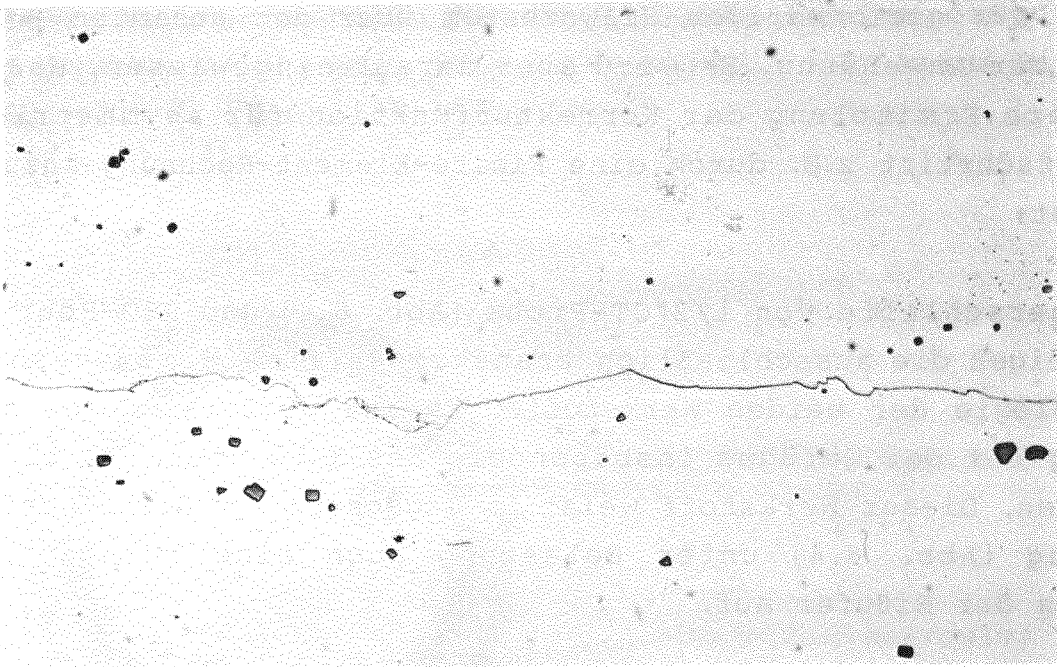


Abb. 6.4: CT 1/2"-Probe, Querschliff
(Werkstoff: NiCr 22 Co 12 Mo)

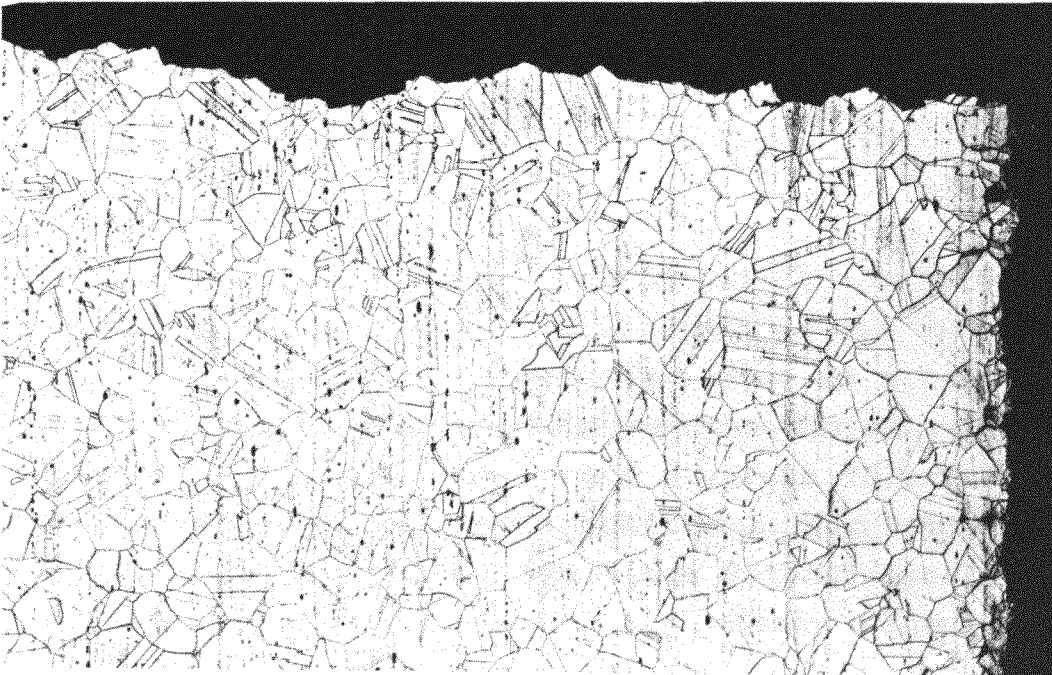


Abb. 6.5: RSO-Rohr, Querschliff
(Werkstoff: X 10 NiCrAlTi 32 20)

6.1 Einfluß von Versuchsunterbrechungen auf das Ermüdungsrißwachstum

Zur Vermeidung einer zu großen plastischen Zone vor der Rißspitze fanden Versuchsunterbrechungen mit anschließendem Wiederauffahren unter gesenkter Last statt. Die zyklische Spannungsintensität ΔK_I wurde dabei so weit reduziert, daß ein neuer Bereich I (vgl. Abb. 5.1c) im da/dN über ΔK_I -Diagramm entstand. Der daraus resultierende neue "Schwellwert" ist im allgemeinen von dem Belastungszustand der vorherigen Versuchsperiode abhängig.

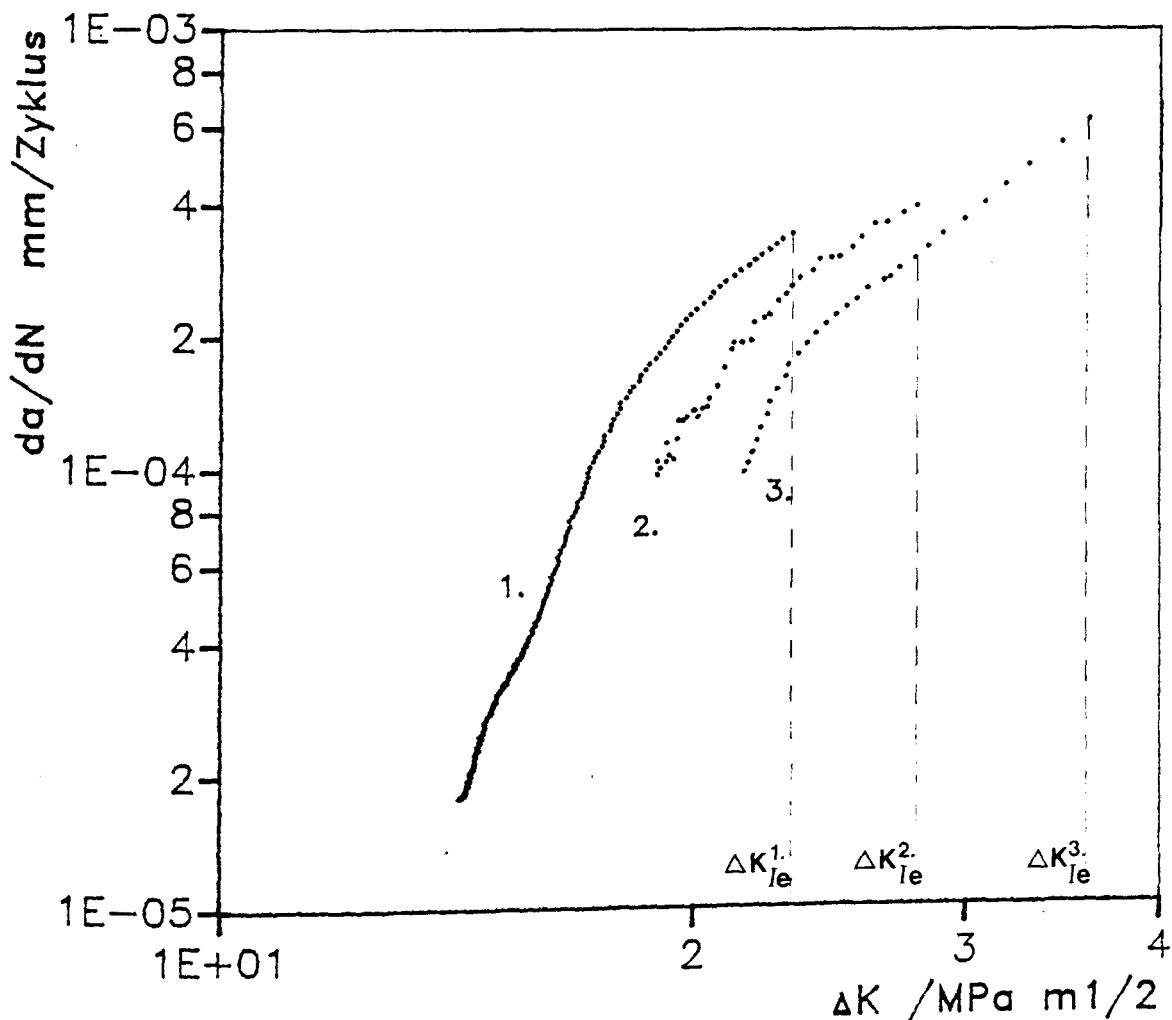


Abb. 6.6: Ergebnisse einer CT 1/2"-Probe bei 700°C
(Werkstoff: X 10 NiCrAlTi 32 20; 1. = erste Periode,
2. = zweite Periode, 3. = dritte Periode)

6.1 Einfluß von Versuchsunterbrechungen auf das Ermüdungsrißwachstum

Zur Vermeidung einer zu großen plastischen Zone vor der Rißspitze fanden Versuchsunterbrechungen mit anschließendem Wiederauffahren unter gesenkter Last statt. Die zyklische Spannungsintensität ΔK_I wurde dabei so weit reduziert, daß ein neuer Bereich I (vgl. Abb. 5.1c) im da/dN über ΔK_I -Diagramm entstand. Der daraus resultierende neue "Schwellwert" ist im allgemeinen von dem Belastungszustand der vorherigen Versuchsperiode abhängig.

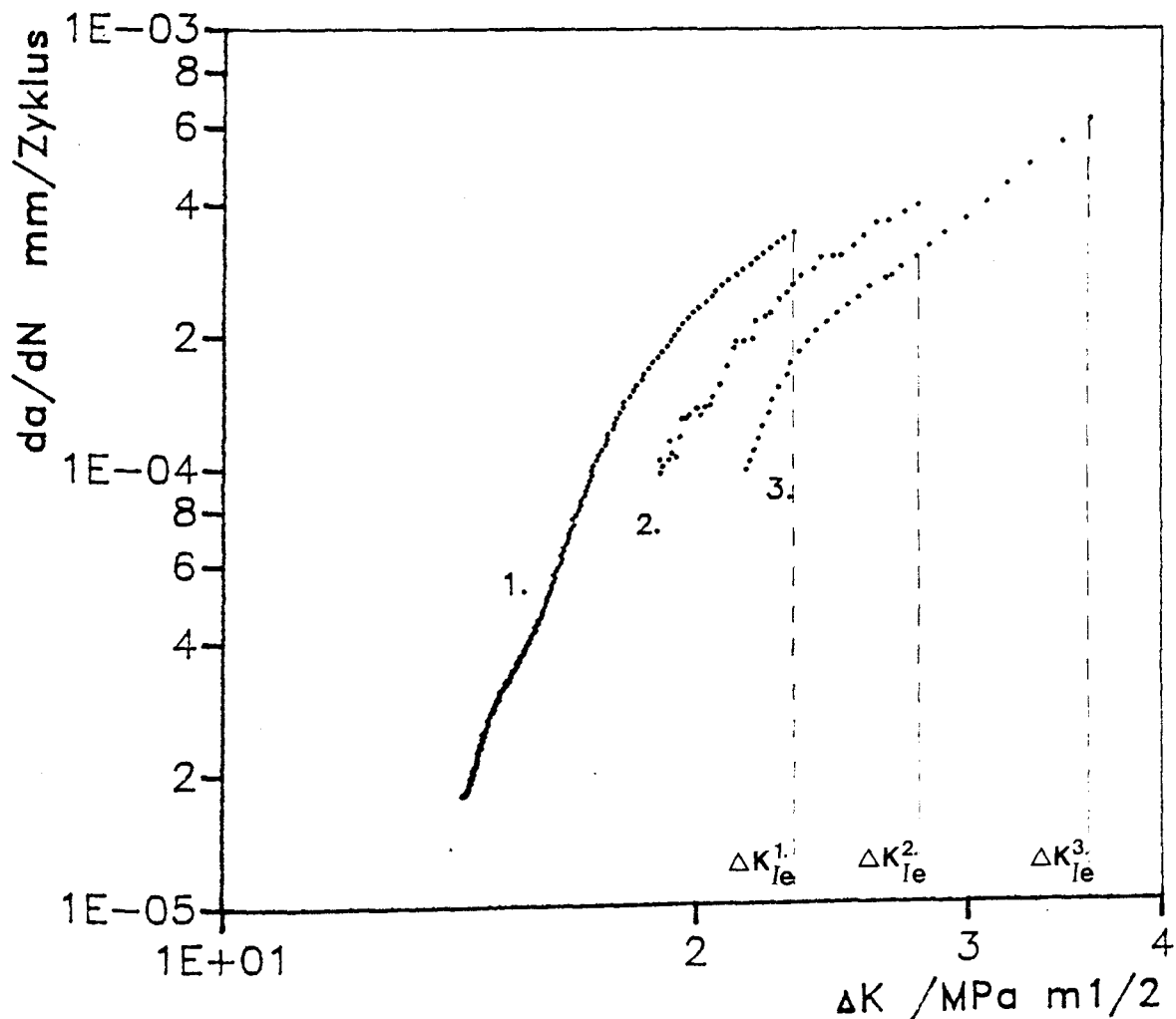


Abb. 6.6: Ergebnisse einer CT 1/2"-Probe bei 700°C
(Werkstoff: X 10 NiCrAlTi 32 20; 1. = erste Periode,
2. = zweite Periode, 3. = dritte Periode)

Die in Abb. 6.6 dargestellten Ergebnisse stammen von einem Versuch mit zwei Unterbrechungen und nachfolgendem Wiederauffahren unter jeweils verringerter Last.

Bei linear-elastischem Werkstoffverhalten wird unabhängig von der tatsächlichen Rißlänge bei gleicher zyklischer Spannungsintensität ΔK_I eine identische Rißwachstumsgeschwindigkeit erwartet. In Abb. 6.6 sind dagegen bei gleichem ΔK_I unterschiedliche Rißwachstumsgeschwindigkeiten da/dN zu erkennen, die auf Abweichungen vom

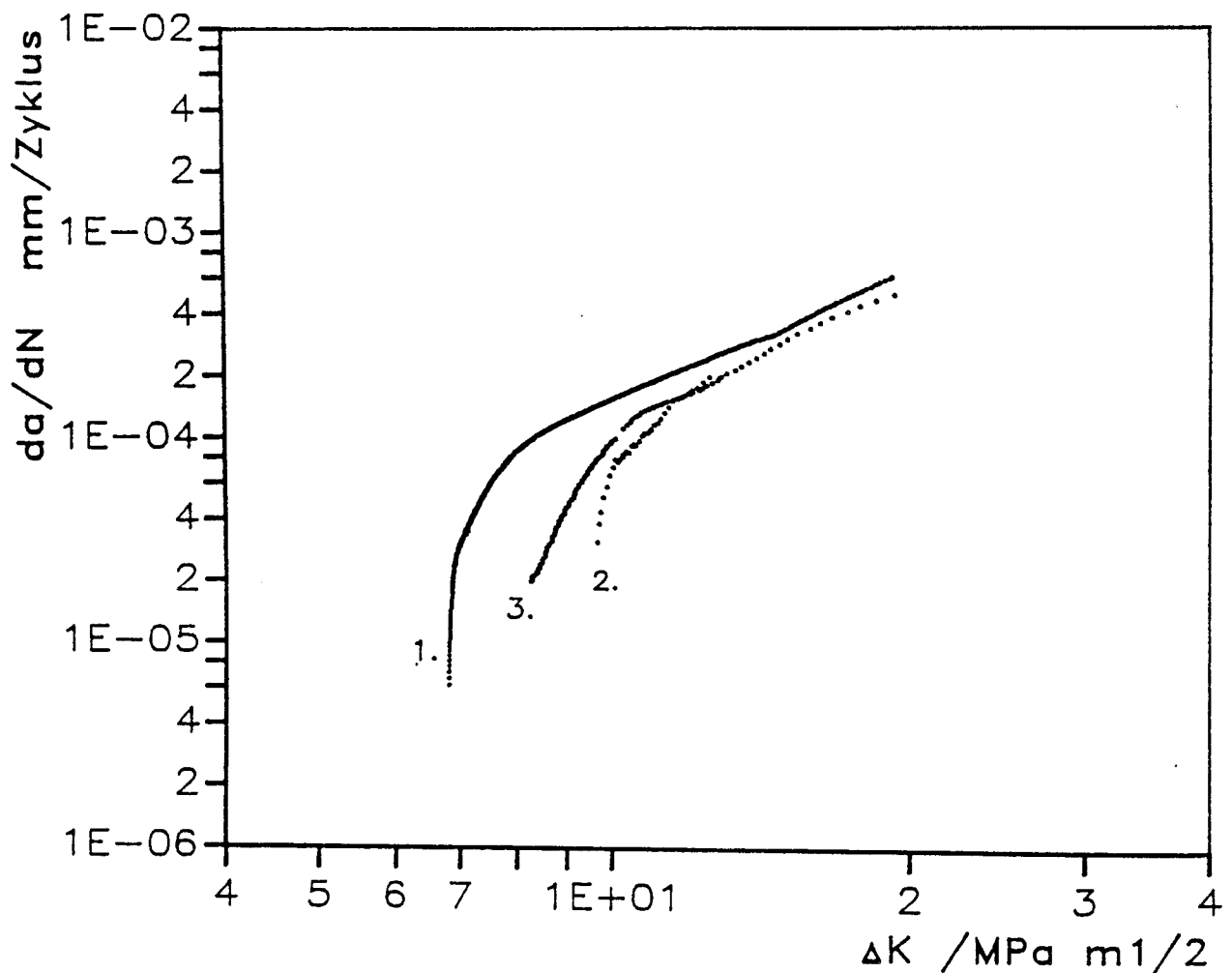


Abb. 6.7: Einfluß von ΔK_{Ie} einer Belastungsperiode auf die folgende, aufgezeigt an den Ergebnissen einer CT 1/2"-Probe bei 850°C (Werkstoff: X 10 NiCrAlTi 32 20)

linear-elastischen Werkstoffverhalten zurückzuführen sind. Durch Zunahme der Rißlänge und damit ansteigendem ΔK_I vergrößert sich die plastische Zone vor der Rißspitze. Nach einer Versuchsunterbrechung bei ΔK_{Ie} (zyklische Spannungsintensität am Ende einer Versuchsperiode) kann die Größe der plastischen Zone als Maß für die Vorverformung vor der Rißfront gedeutet werden.

Waren die ΔK_I -Werte am Ende einer Belastungsperiode gering, trat für den Werkstoff X 10 NiCrAlTi 32 20 bei Neubelastung nur eine geringfügige Beeinflussung des "Schwellwertes" auf. Bei hohen Belastungen am Ende einer Versuchsperiode ist hingegen ein deutlicher Anstieg des "Schwellwertes" festzustellen. In Abb. 6.7 ergibt sich durch die verhältnismäßig großen Spannungen am Ende der 1. Periode ($\Delta K_{Ie} \approx 20 \text{ MPa m}^{1/2}$) ein hoher Startwert für Rißwachstum im 2. Versuchsteil von $\Delta K_I \approx 10 \text{ MPa m}^{1/2}$. Der relativ niedrige K_{Ie} -Wert dieser Periode hat zur Folge, daß bei erneutem Anfahren des Versuches mit wiederum reduzierter Last Rißwachstum schon bei einem geringeren ΔK_I -Wert auftritt (Kurve 3.). Ein Einfluß auf den Verlauf der Paris-Geraden ist nur im unteren Bereich erkennbar, mit zunehmendem ΔK_I innerhalb einer Versuchsperiode verschwindet er ganz.

In Abb. 6.8 sind Ergebnisse des Werkstoffs NiCr 22 Co 12 Mo dargestellt. Sie stammen von einem Versuch mit zwei Unterbrechungen und nachfolgendem Wiederaufahren unter jeweils verringerter Last.

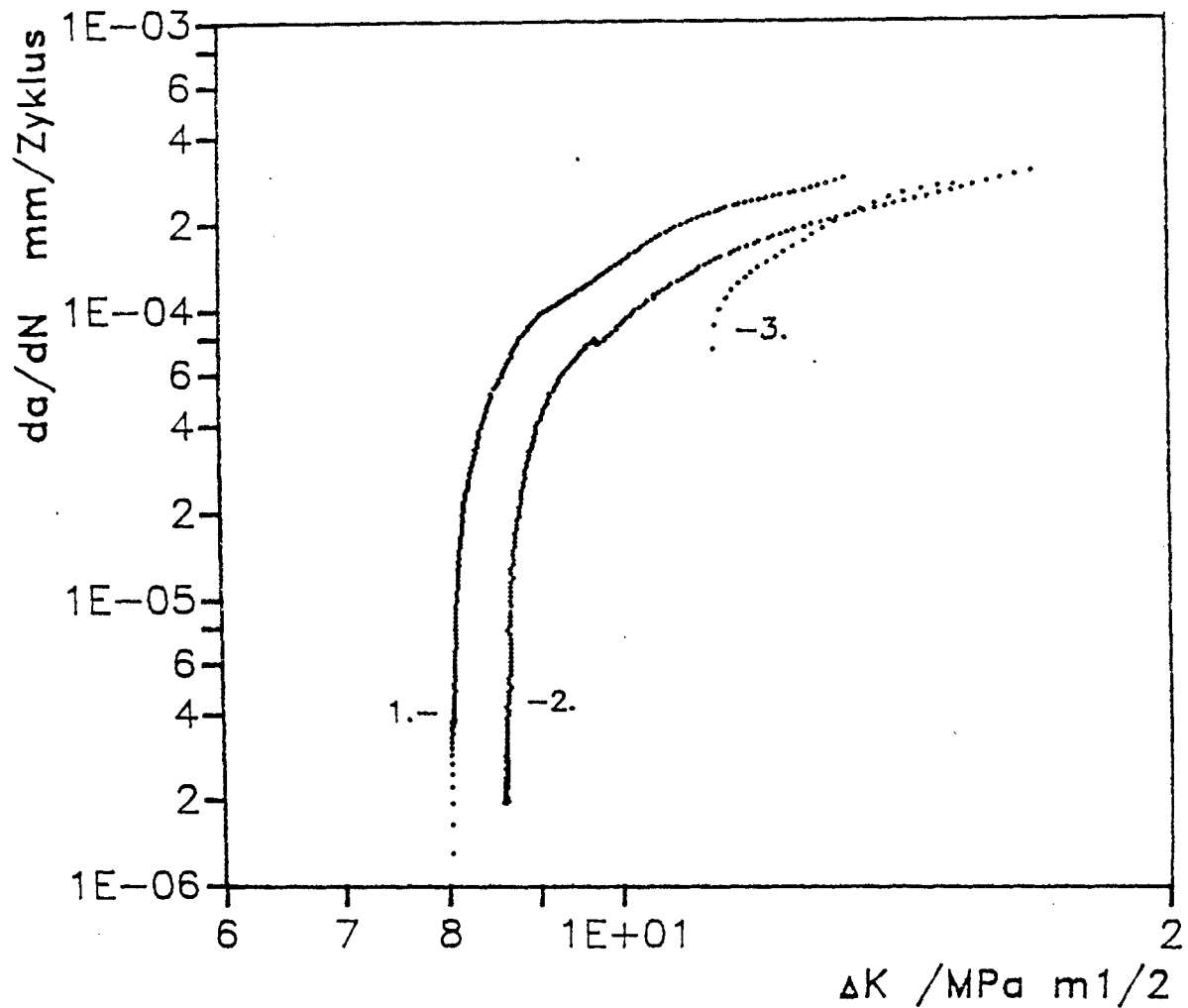


Abb. 6.8: Einfluß der plastischen Zone und Vorverformung bei Wiederaufnahmen des Versuches mit verringerter Last (CT 1/2"-Probe, 1. = erste Periode, 2. = zweite Periode, 3. = dritte Periode) (Werkstoff: NiCr 22 Co 12 Mo, 850°C)

Der beschriebene Anlaufeffekt nach Lastreduktion ist auch hier abhängig von der Höhe des vorausgegangenen ΔK_{Ie} -Wertes und der Temperatur. Bei geringeren ΔK_{Ie} -Werten am Ende einer Versuchsperiode zeigt sich nur eine geringe Abhängigkeit im "Schwellwert" ΔK_{Io} (vgl. Abb. 6.8, 1. und 2. Kurve).

Bei 700°C weist dieser Werkstoff einen sehr geringen Einfluß von Versuchsunterbrechungen und Stillständen auf das Rißwachstum auf (Abb. 6.9). Dieses Verhalten zeigt sich dadurch, daß der Bereich I der da/dN -Kurve sehr viel steiler verläuft und die Rißwachstumsgeschwindigkeit nach Wiederanfahren des Versuchs schon nach relativ kleiner Rißzunahme wieder im Bereich der Paris-Geraden der vorangegangenen Versuchsperiode liegt.

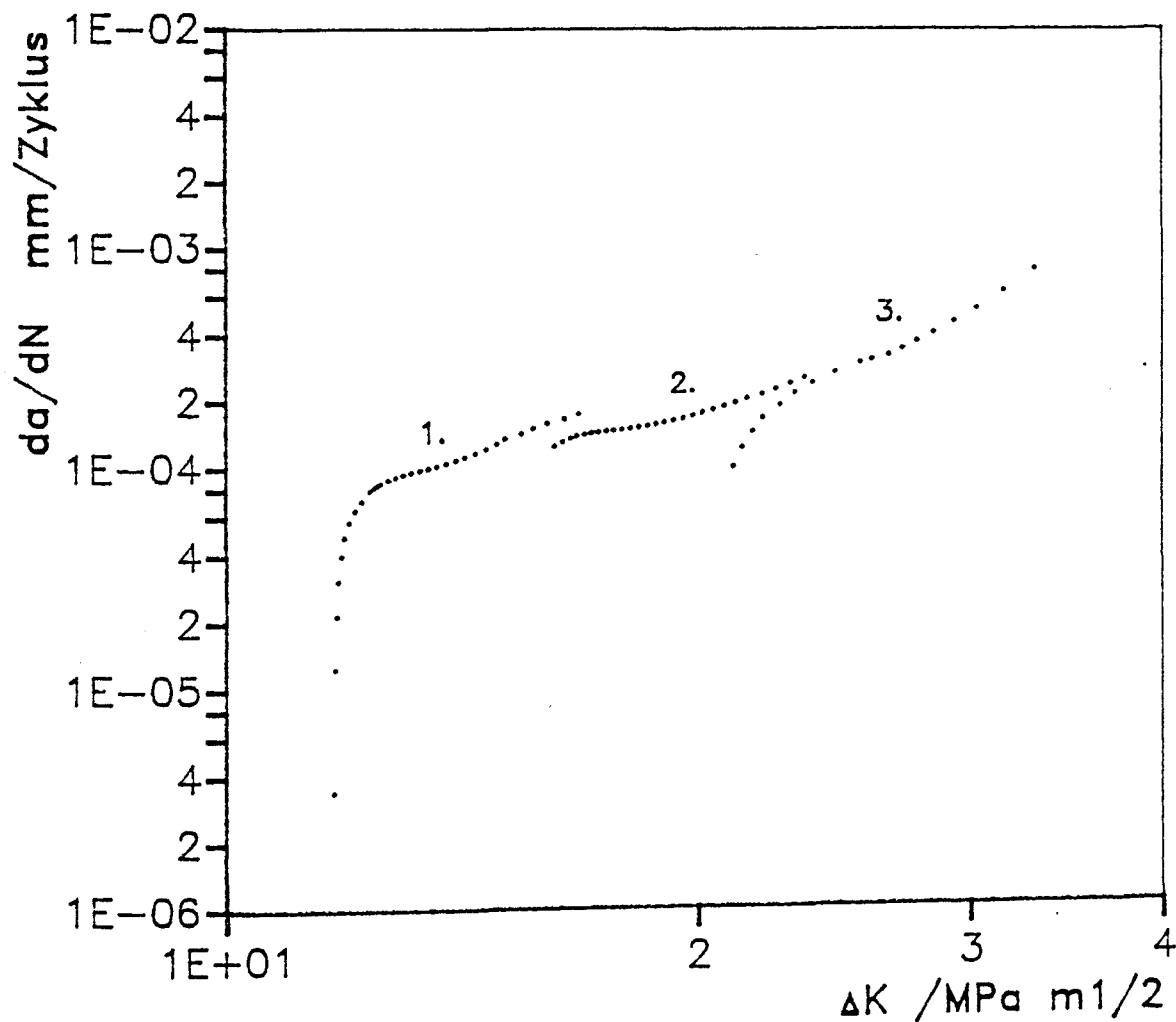


Abb. 6.9: CT 1/2"-Probe (1. = erste Periode, 2. = zweite Periode, 3. = dritte Periode)
(Werkstoff: NiCr 22 Co 12 Mo, 700°C)

6.2 Mathematische Beschreibung der Rißwachstumskurven

Die Güte der Reproduzierbarkeit der Versuchsergebnisse für CT 1/2"-Proben und RSO-Rohre ist für ausgewählte Temperaturen in den Abbildungen 6.10 und 6.11 dargestellt.

Zur Bestimmung der Schwellwerte, wurde in den Versuchen zunächst mit niedrigen Belastungsniveaus begonnen, die so lange zu steigern waren, bis durch die Gleichstrompotentialmethode Rißfortschritt zur Anzeige kam. Die Anfangsniveaus wurden dabei so festgelegt, daß sie unterhalb der geschätzten ΔK_{IO} -Werte lagen.

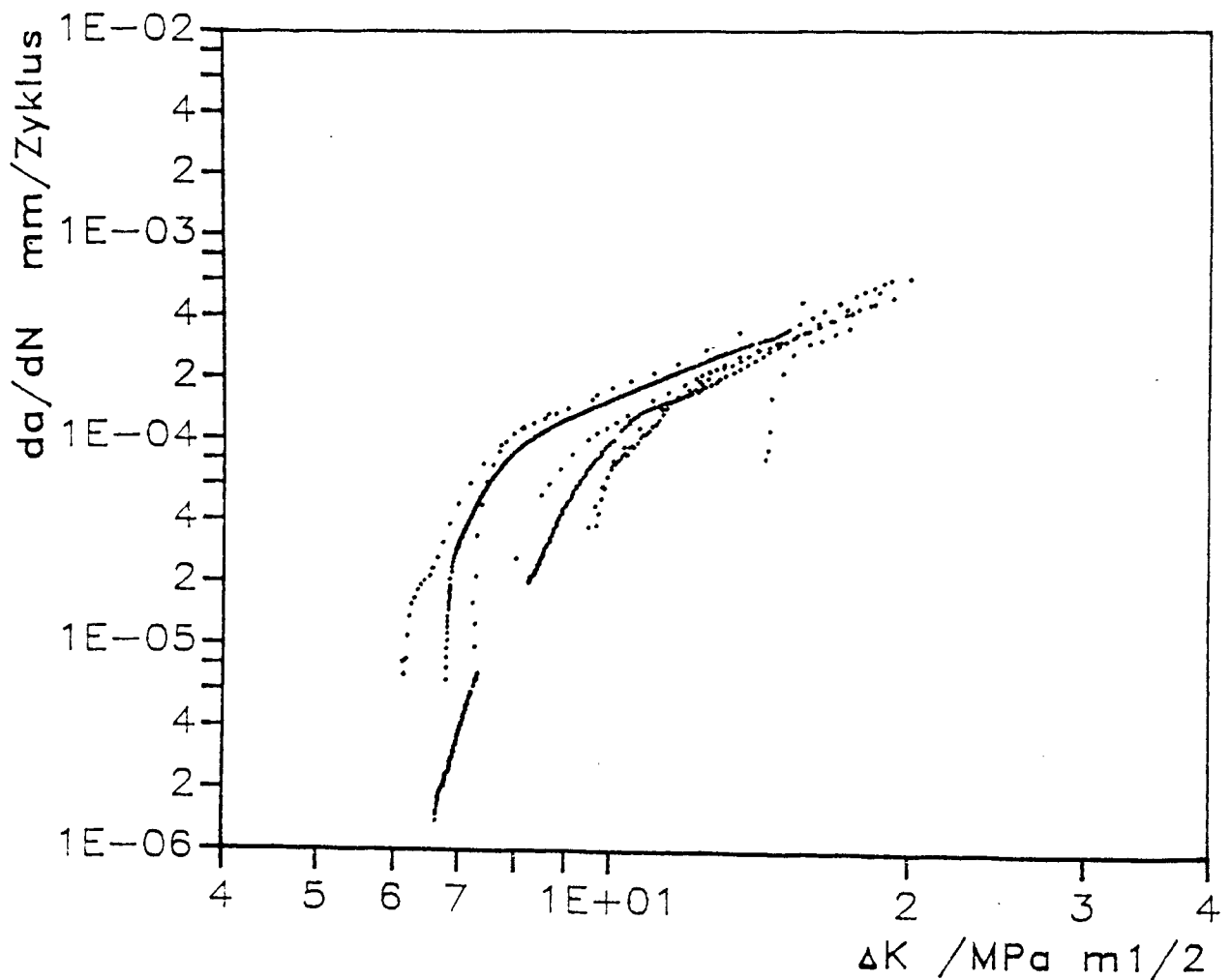


Abb. 6.10: Ergebnisse aus Versuchen an CT 1/2"-Proben
(Werkstoff: X 10 NiCrAlTi 32 20; 850°C)

Die in Tabelle 6.1 aufgeführten Schwellwerte sind aus den Belastungen berechnet, die gerade noch kein Rißwachstum verursachten. Die CCP-Proben wurden in der Regel schon bei Versuchsbeginn mit relativ großen Lasten beaufschlagt, so daß sofort langsames Rißwachstum eintrat. Deshalb ergeben sich die Schwellwerte für CCP-Proben in Tabelle 6.1 durch eine graphische Extrapolation aus den $da/dN-\Delta K_I$ -Diagrammen.

Die Koeffizienten C und Exponenten n der Paris-Gleichung in Tabelle 6.2 bestimmen sich aus einer Regressionsrechnung aller Proben einer Geometrie und Temperatur.

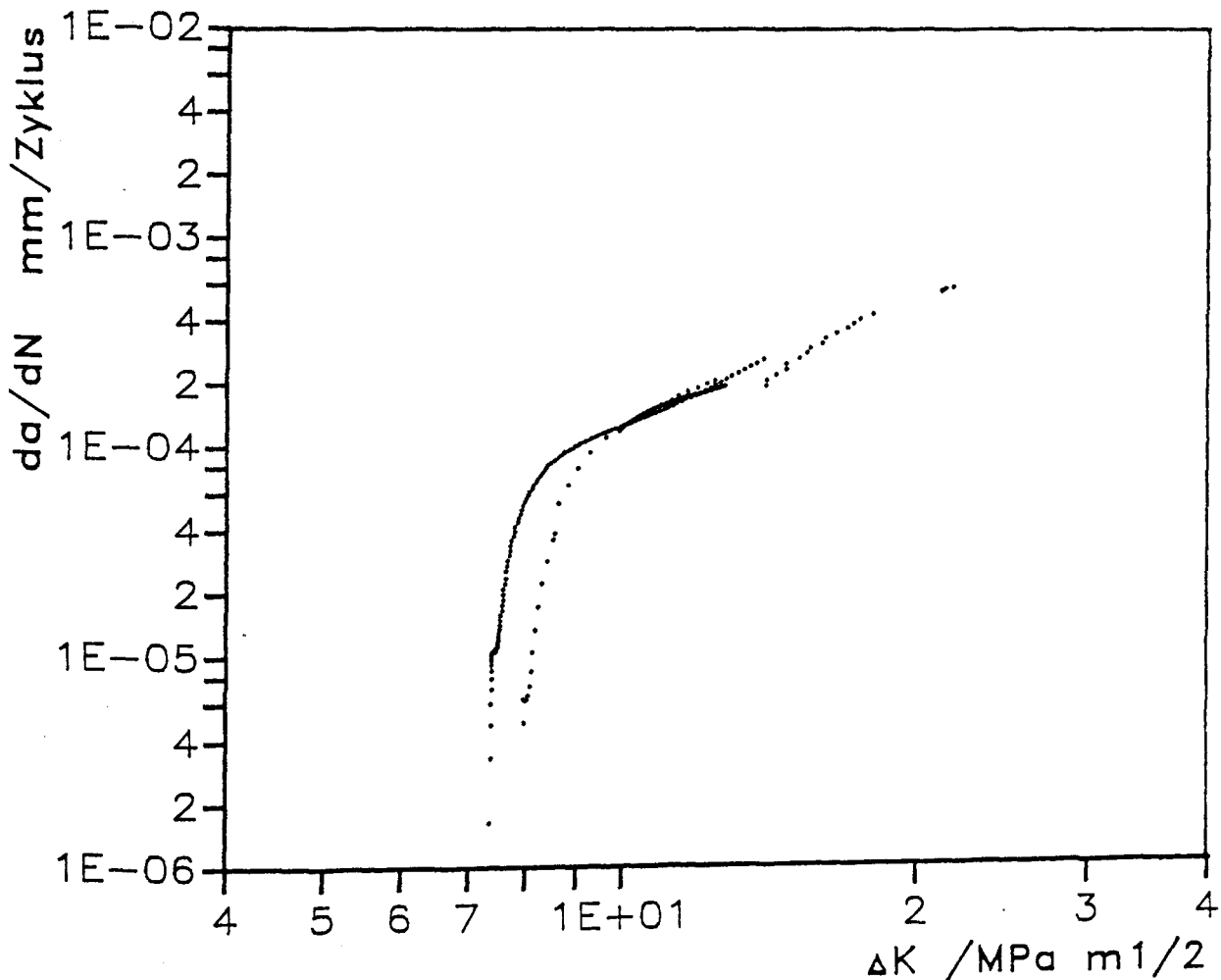


Abb. 6.11: Versuchsergebnisse dreier RSO-Rohre
(Werkstoff: X 10 NiCrAlTi 32 20; 850°C)

Die Ergebnisse der RSO-Rohrversuche (Abb. 6.11) weisen einen Schwellwertbereich zwischen 7 und 8 MPa $m^{1/2}$ aus. C und n der Paris-Gleichung weichen für 3 Versuche bei 850°C nicht mehr voneinander ab, obwohl bei der hier angewandten Versuchstechnik der maximale Fehler in ΔK_I bei $\approx 16\%$ liegt (bei Normproben $< 8\%$) /10/.

Die Proben aus NiCr 22 Co 12 Mo zeigen nur sehr geringe Streuungen in den Ergebnissen aller Größen und jeweiligen Temperaturen, was sich im schmalen Streuband der Paris-Geraden widerspiegelt (Abb. 6.12). Als Beispiel sind hier die Ergebnisse der CT 1/2"-Proben bei 700°C dargestellt.

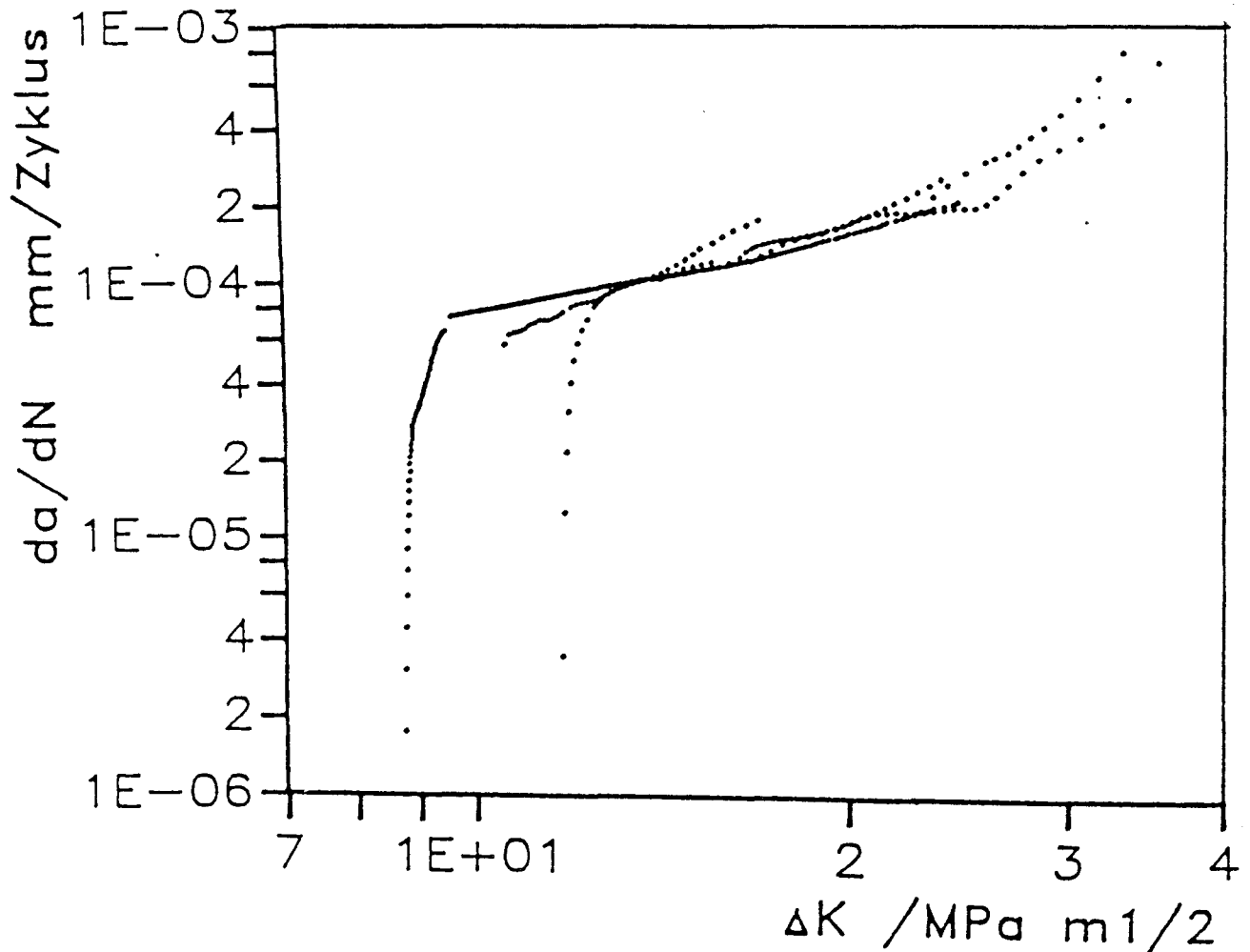


Abb. 6.12: Ergebnisse dreier CT 1/2"-Proben
(Werkstoff: NiCr 22 Co 12 Mo, 700°C)

Bei 700°C kann für die CT 1/2"-Proben ein Schwellwertbereich von $8 \leq \Delta K_{IO} \leq 10.4 \text{ MPa m}^{1/2}$ angegeben werden (Abb. 6.12). Oberhalb von ca. 22 MPa m^{1/2} geht die da/dN-Kurve in den tertiären Bereich (Bereich III, Abb. 5.1c) über. Bei 850°C stellen sich vergleichbare Streubreiten ein, der Schwellwert liegt dabei zwischen 7.5 und 8.2 MPa m^{1/2}.

6.3 Tabellen: Schwellwerte und Koeffizienten der Paris-Gleichung

		RT	700°C	850°C
NiCr 22 Co 12 Mo	CT 1/2"	-	8.0 - 10.4	7.5 - 8.2
	CT 1"	-	7.9 - 9.4	6.2 - 6.9
X 10 NiCrAlTi 32 20	CT 1/2"	-	12.1 - 13.6	5.4 - 6.5
	CT 1"	22.0	13.6 - 16.6	5.9 - 6.1
	CCP 1/2"	-	10.0 - 11.5*	6.0 - 7.0*
	RSO-Rohr	18.0	12.3	7.3 - 7.9

* Werte aus graphischer Ermittlung

Tabelle 6.1: Schwellwerte ΔK_{IO} (in MPa m^{1/2}) für die zwei untersuchten Werkstoffe in Abhängigkeit von der Temperatur und der Probengeometrie

		RT		700°C		850°C	
		C	n	C	n	C	n
NiCr 22 Co 12 Mo	CT 1/2"	-	-	5.28	1.23	9.19	1.21
	CT 1"	-	-	5.17	1.29	8.69	1.26
X 10 NiCrAlTi 32 20	CT 1/2"	-	-	.125	2.4	1.47	2.0
	CT 1"	0.009	3.0	.087	2.5	1.35	2.0
	CCP 1/2"	-	-	.171	2.6	1.5	3.1
	RSO-Rohr	-	-	.059	2.7	1.7	1.9

Tabelle 6.2: Koeffizienten der Paris-Gleichung ($R = 0.05$; $f = 5$ Hz)
(Dimension von C: 10^{-6} mm/Zyklus $(\text{MPa m}^{1/2})^{-n}$)

7. Einfluß von Probengröße und Probenform auf bruchmechanische Ermüdungsrißwachstumskennwerte

7.1 Ergebnisse der Versuche an X 10 NiCrAlTi 32 20

7.1.1 Geometrien mit "einseitig offenem Riß"

Ein Vergleich der Ergebnisse aus Versuchen an unterschiedlichen Probengrößen (CT 1", CT 1/2") und -geometrien (CT, RSO-Rohr) soll einen Aufschluß darüber geben, inwieweit an CT 1"-Proben gefundene bruchmechanische Ermüdungsrißwachstumskennwerte auf andere Probenformen bzw. Bauteile übertragen werden können und so als geometrieunabhängige Werkstoffkennwerte anzusehen sind.

7.1.1.1 Ergebnisse bei Raumtemperatur

Abb. 7.1 zeigt den Vergleich des Ermüdungsrißwachstums bei Raumtemperatur für eine CT 1"-Probe und zwei RSO-Rohre. Die Daten der RSO-Rohre wurden dabei während des Anschwingvorganges zweier Rohrabschnitte aufgenommen, die später für Hochtemperaturversuche zum Einsatz kamen.

Obwohl es sich bei den Ergebnissen der RSO-Rohre nur um Daten mit einem sehr kleinen Anfangsrißlängenverhältnis und einem geringen Rißfortschritt ($\Delta a \approx 0.8 \text{ mm}$) handelt, ergibt sich zumindest für den zu betrachtenden Anfangsbereich der da/dN - über ΔK_I -Kurve eine gute Übereinstimmung. Das Ermüdungsrißwachstumsverhalten zeichnet sich bei Raumtemperatur durch einen steilen Verlauf im Bereich I der da/dN -Kurve (vgl. Abb. 5.1c) und einen anschließenden schnellen Übergang in die Paris-Gerade aus. Der Exponent n dieser Gleichung (5.6) kann hier zu $n = 3$ angegeben werden, der Schwellwert ΔK_{I0} liegt zwischen 18 und 20 MPa $\text{m}^{1/2}$.

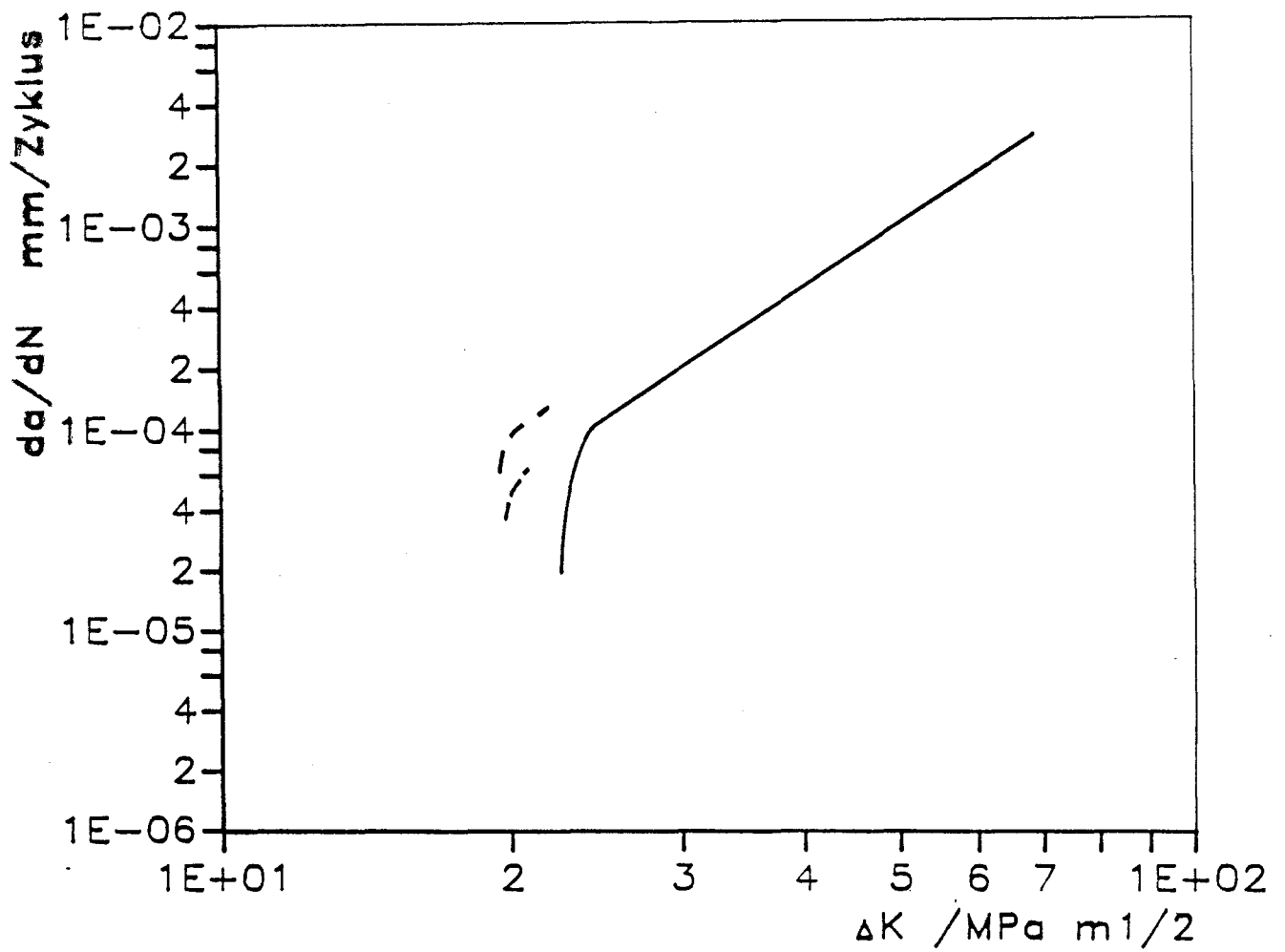


Abb. 7.1: Einfluß der Probenform auf das Ermüdungsrißwachstumsverhalten bei Raumtemperatur
 (Werkstoff: X 10 NiCrAlTi 32 20)
 (CT 1"-Probe — ; RSO-Rohr ---)

7.1.1.2 Geometrieeinfluß bei 700°C

Abb. 7.2 zeigt die Versuchsergebnisse bei 700°C im doppelt logarithmischen Diagramm. Die Kurven einer Farbe stellen den unteren und oberen Rand des jeweiligen Streubandes dar. Bemerkenswert ist die sehr gute Übereinstimmung im Paris-Exponenten für CT 1"-, 1/2"-Proben und RSO-Rohr. Er kann bei 700°C im Mittel mit $n = 2.6$ angegeben werden, die Konstante C der Paris-Gleichung liegt für diese Geometrien bei dem Wert $9 \cdot 10^{-8} \text{ mm/Zyklus (MPa m}^{1/2})^{-n}$.

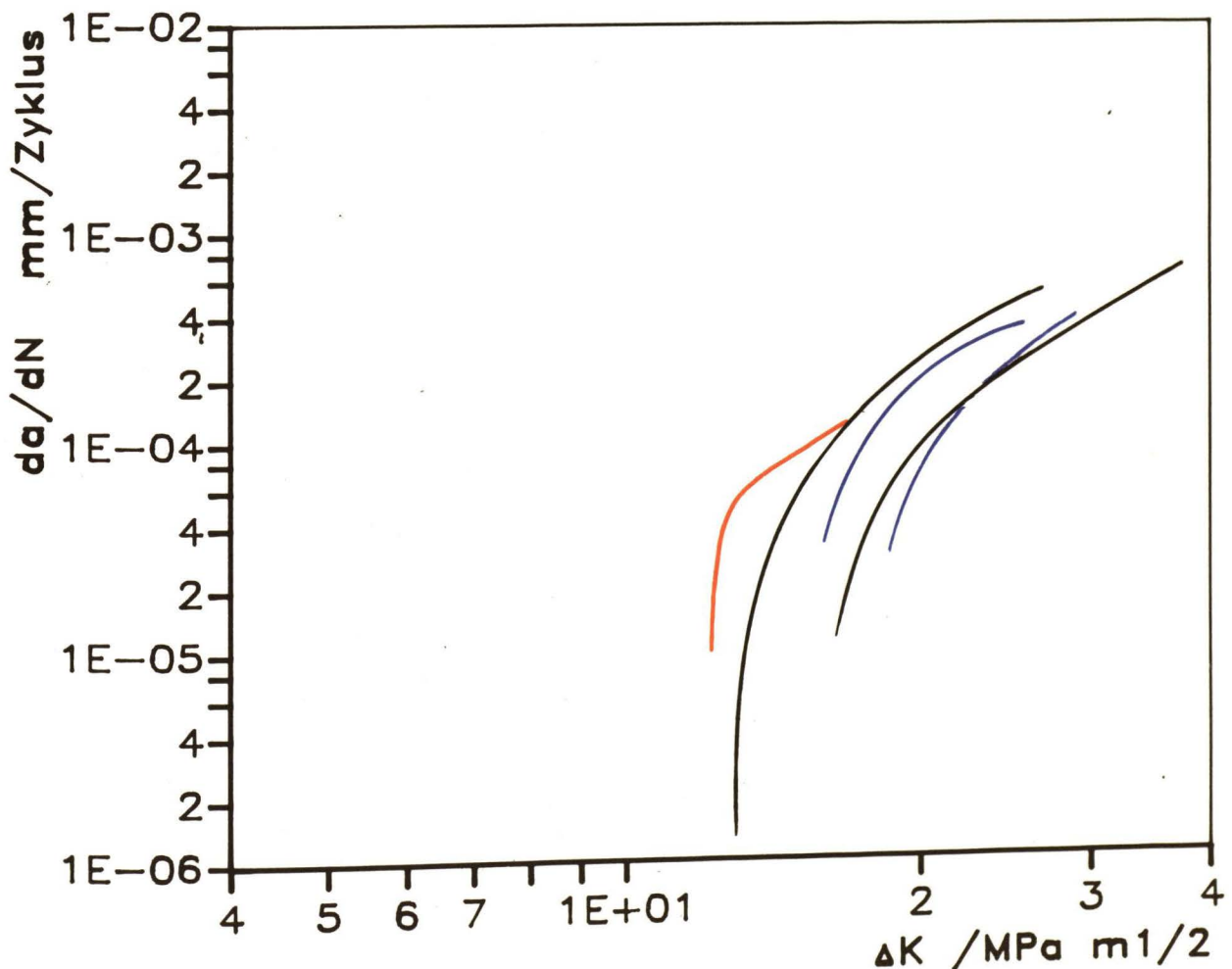


Abb. 7.2: Vergleich von CT 1"- (blau), CT 1/2"-Proben (schwarz) und RSO-Rohr (rot, 1 Versuch)
(Werkstoff: X 10 NiCrAlTi 32 20, 700°C)

Die CT 1"-Proben weisen einen größeren Schwellwert ΔK_{IO} von 13.6 bis 16.6 MPa $m^{1/2}$ auf, während der Schwellwert für das RSO-Rohr bei $\Delta K_{IO} = 12.5$ MPa $m^{1/2}$ liegt. Diese Unterschiede sind vermutlich auf verschiedene Anfangszustände, wie z.B. unterschiedliche Rißlängen nach dem Anschwingvorgang und unterschiedliche Belastungen beim Anschwingen mit den daraus resultierenden plastischen Verformungen bei Raumtemperatur, zurückzuführen.

7.1.1.3 Geometrieeinfluß bei 850°C

Eine Gegenüberstellung der Versuchsergebnisse bei 850°C (Abb. 7.3) zeigt ebenfalls eine gute Übereinstimmung der bruchmechanischen Ermüdungsrißwachstumskennwerte für CT 1/2"-, CT 1"-Proben und dem RSO-Rohr im Paris-Bereich.

Im Gegensatz zu den Ergebnissen bei 700°C ergeben sich bei 850°C geringere Unterschiede im Schwellwert ($5.4 \leq \Delta K_{IO} \leq 8.0$ MPa $m^{1/2}$) und in der Breite des Streubandes im Paris-Bereich.

7.1.2 Übertragung bruchmechanischer Ermüdungsrißwachstumskennwerte auf eine Geometrie mit "innenliegendem Riß"

In Kap. 7.1.1 wurde die gute Übereinstimmung der Ermüdungsrißwachstumskennwerte bei Geometrien mit "einseitig offenem Riß" herausgestellt. Inwieweit diese Kennwerte geometrieunabhängig und somit als werkstoffspezifisch zu betrachten sind, ist daraus allein nicht abzuleiten. Um hierzu eine Aussage zu erhalten, wurden Versuche an einer Flachzugprobe mit "innenliegendem Riß" (CCP-Probe) bei den Temperaturen 700 und 850°C durchgeführt.

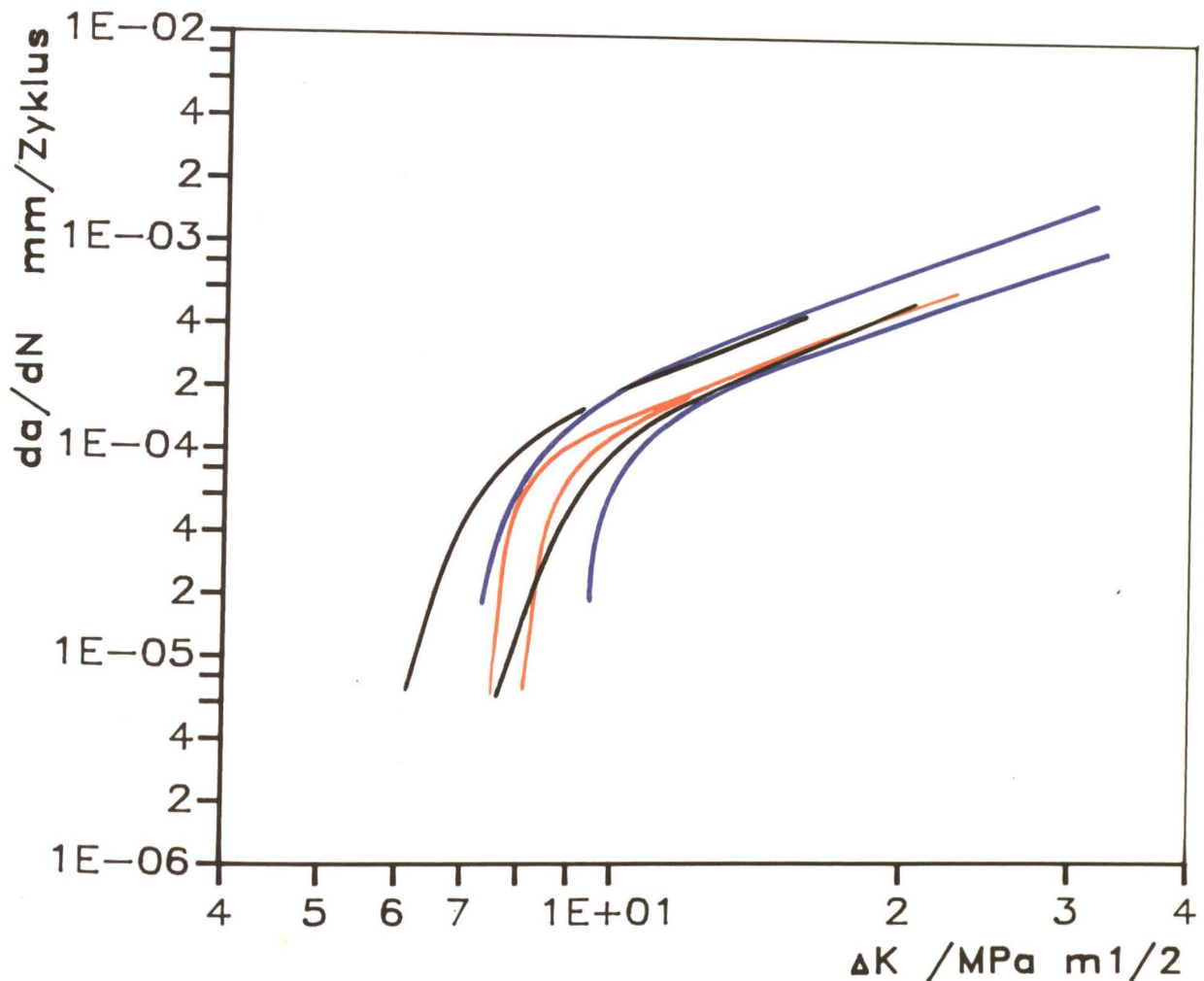


Abb. 7.3: Vergleich von CT 1"- (blau), CT 1/2"-Proben (schwarz), und RSO-Rohren (rot)
(Werkstoff: X 10 NiCrAlTi 32 20, 850°C)

Zur Beschreibung des Rißwachstums bei CCP 1/2"-Proben wurden die beiden Rißhälften rechts und links der Probenmitte mit den jeweiligen Potentialdifferenzen gesondert betrachtet, d.h. für beide Rißspitzen lassen sich voneinander unabhängige Rißausbreitungsgeschwindigkeiten da/dN und ΔK_I -Werte berechnen. Bei dieser Auswertungsmethode treten eventuelle Unterschiede in der Ausbreitung beider Halbrisse klar zu Tage. Ebenfalls können ungleichmäßige Anfangsrißlängen nach dem Anschwingvorgang in der Auswertung berücksichtigt werden (Abb. 7.4).

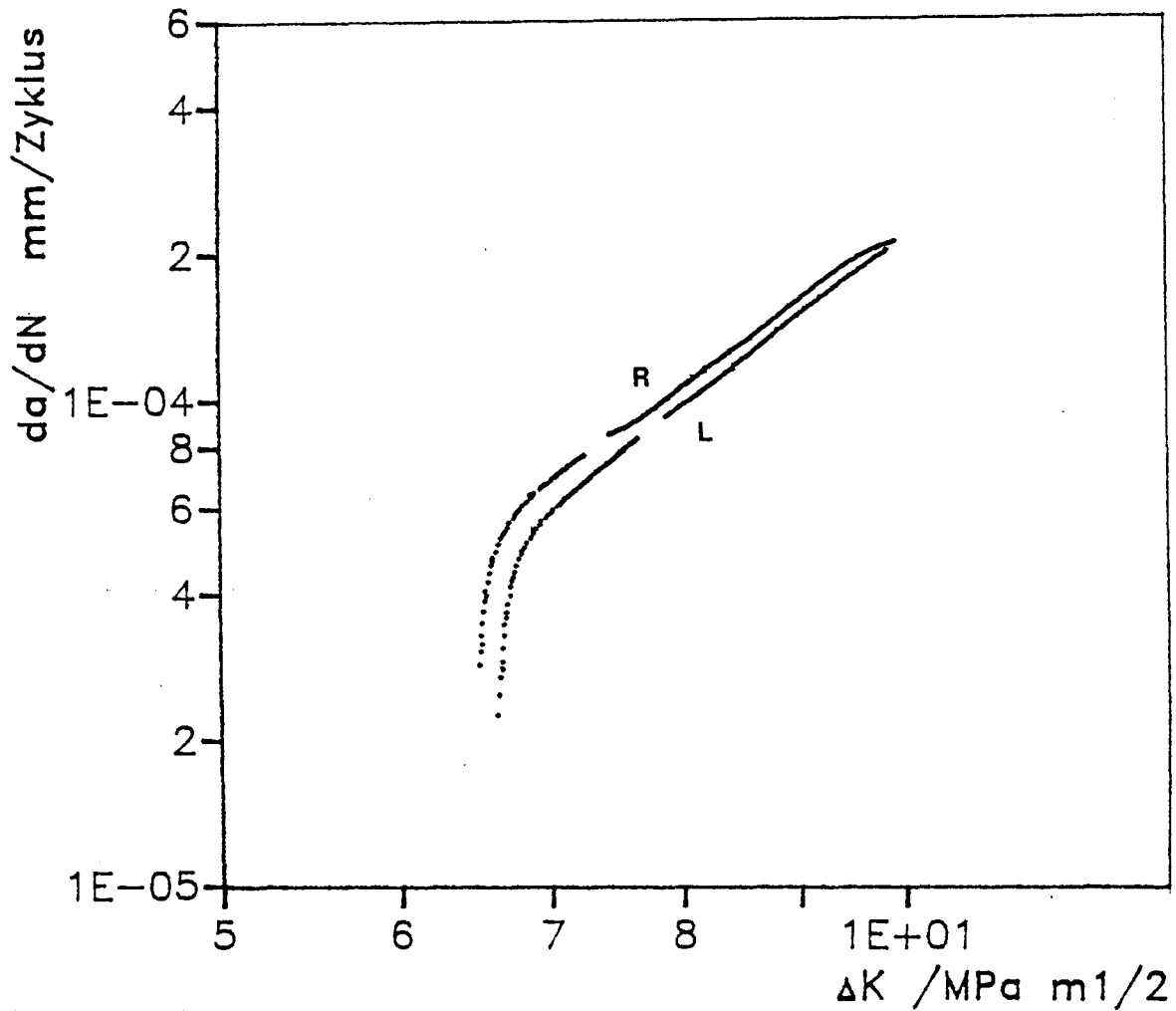


Abb. 7.4: Differenzen im Ergebnis bei einer getrennten Auswertung über rechts- und linksseitigem Halbriß von CCP-1/2"-Proben (Werkstoff: X 10 NiCrAlTi 32 20, 850°C)

Die Auswertung zeigt, daß in der Regel keine großen Unterschiede in der Ausbreitung der beiden Halbrisse zu finden sind. Abb. 7.5 zeigt, daß nur geringe Streuungen in der Steigung der Paris-Geraden vorhanden sind, aber Unterschiede im Achsenabschnitt C auftreten können. Nur eine Probe bei 850°C zeigte einen sehr ungleichmäßigen Rißfortschritt, der für große ΔK_I -Werte einen Unterschied in der Rißwachstumsgeschwindigkeit von ca. 20% ergab.

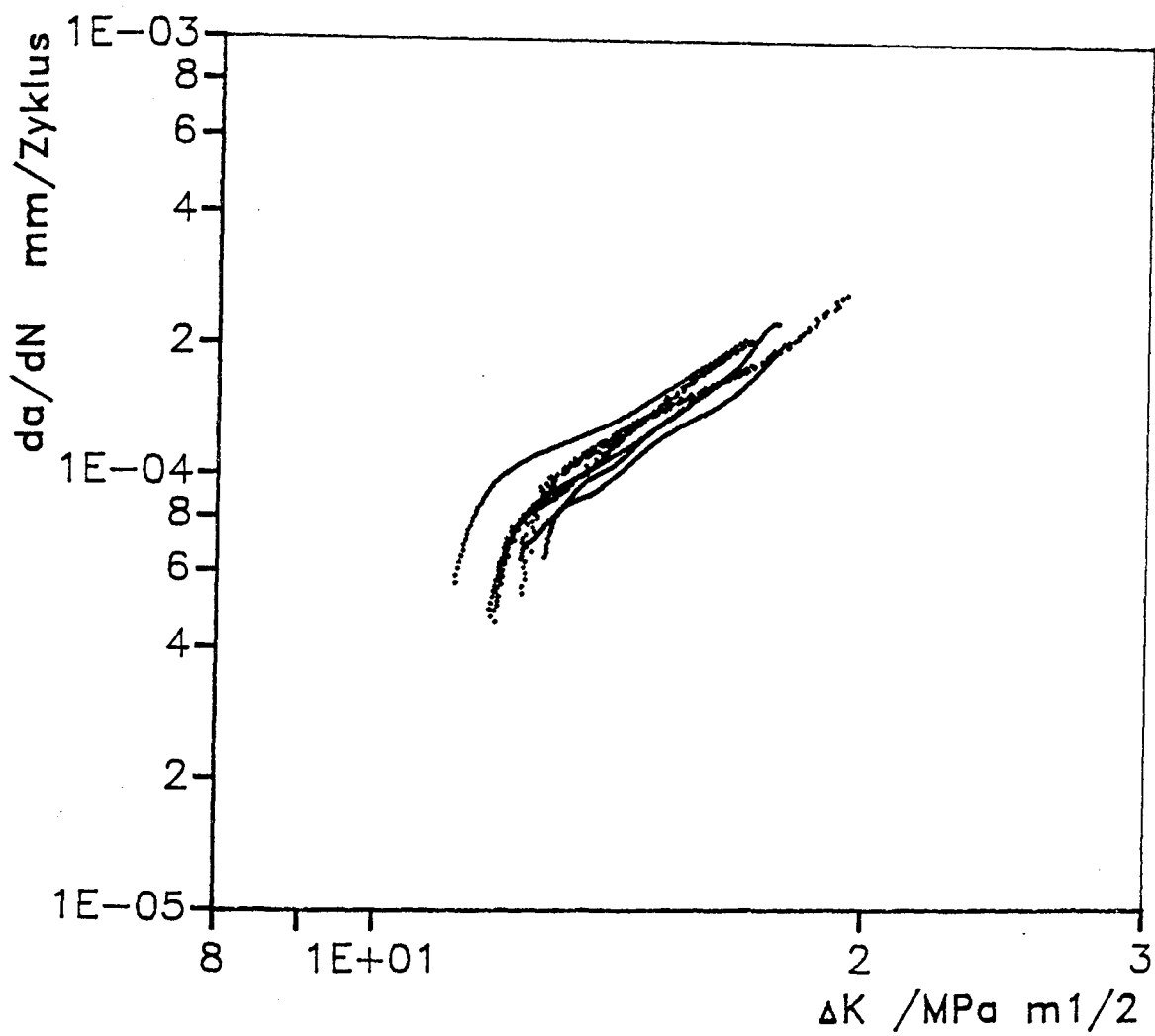


Abb. 7.5: Ergebnis dreier CCP-Proben bei 700°C, getrennte Auswertung für rechts- und linksseitige Halbrisse (Werkstoff: X 10 NiCrAlTi 32 20)

7.1.2.1 Geometrieeinfluß bei 700°C

Stellt man die Ergebnisse der CT-Proben und RSO-Rohre aus Kap. 7.1.1 mit denen aus den Versuchen an CCP-Proben gegenüber, ergibt sich der in Abb. 7.6 dargestellte Zusammenhang. Eingezeichnet sind hier die obere und untere Einhüllende der Versuchsergebnisse, zum einen aller CT 1"-, CT 1/2"- Proben und RSO-Rohr, zum anderen die aller Halbrisse der CCP-Proben.

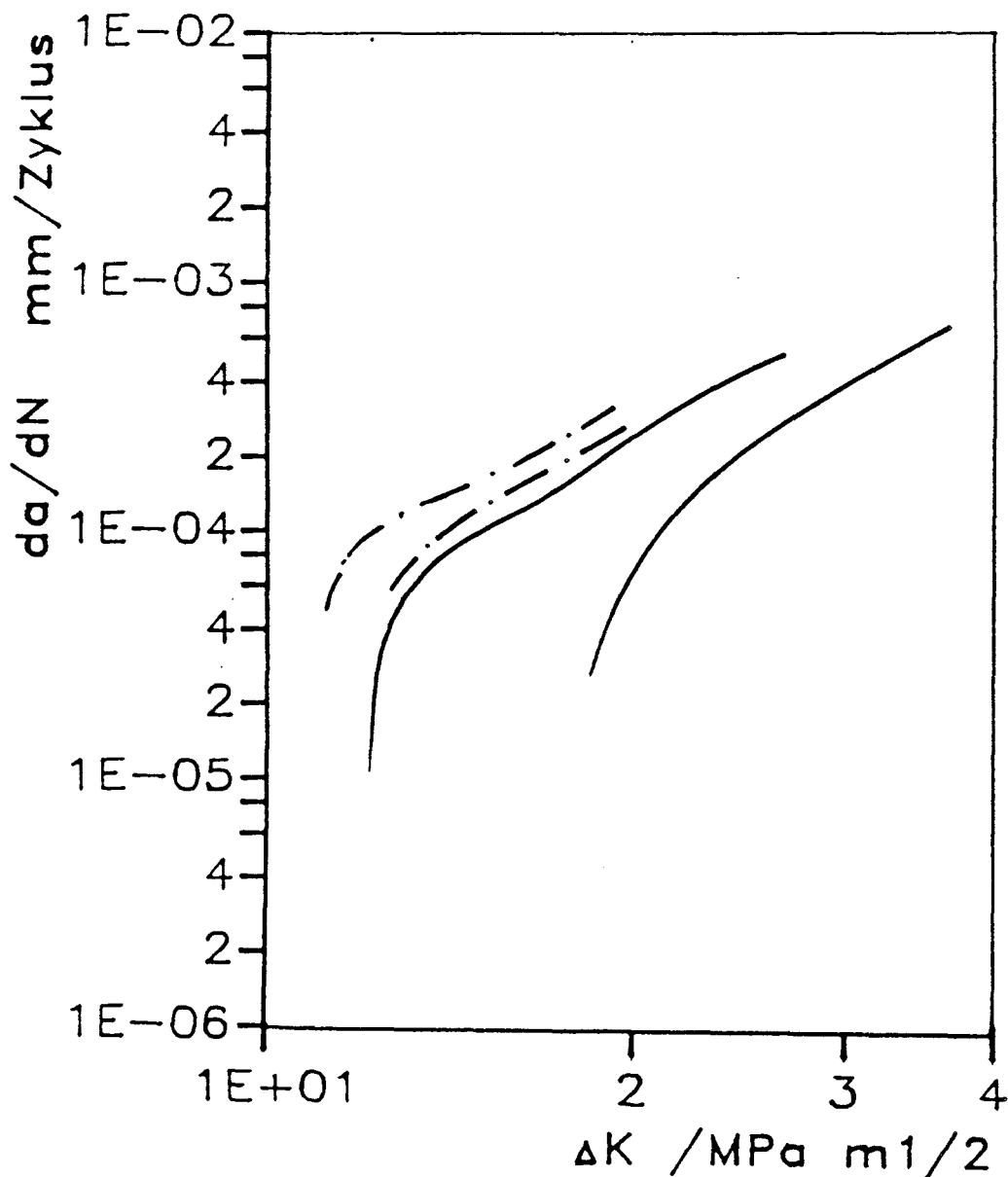


Abb. 7.6: Vergleich von Geometrien mit einseitig offenem Riß (CT 1"-, CT 1/2"-Probe, RSO-Rohr —) und Geometrie mit innenliegendem Riß (CCP-Probe ---) (Werkstoff: X 10 NiCrAlTi 32 20, 700°C)

Bei einer Temperatur von 700°C ergibt sich für die CCP-Proben in der Paris-Gleichung eine Konstante $C = 1.7 \cdot 10^{-7}$ und eine Steigung $n = 2.6$ der Paris-Geraden. Diese Ergebnisse weisen somit die gleiche Steigung wie die der anderen Geometrien auf. Es zeigt sich weiterhin, daß bei dieser Temperatur die CCP-Proben zu einem geringeren Schwellwert neigen.

7.1.2.2 Geometrieeinfluß bei 850°C

Abb. 7.7 zeigt den Vergleich der Versuchsergebnisse von Proben mit einseitig offenem Riß und innenliegendem Riß bei einer Versuchstemperatur von 850°C .

Bei dieser Temperatur liegen die Ergebnisse der CCP 1/2"-Proben nicht mehr ganz im allgemeinen Streuband. Sie weisen einen höheren Paris-Exponenten von $n = 3.1$ im Gegensatz von $n = 2$ auf. Zum Vergleich von CT- und CCP-Proben sind aus der Literatur nur die Referenzen /21/ und /22/ bekannt. Im Einklang mit den vorgestellten Ergebnissen zeigt sich auch dort, daß CCP-Proben zu größeren Rißwachstumsgeschwindigkeiten als CT-Proben tendieren und gleichzeitig eine stärkere Steigung der Paris-Geraden aufweisen. Allerdings war der Probenumfang in beiden Arbeiten gering.

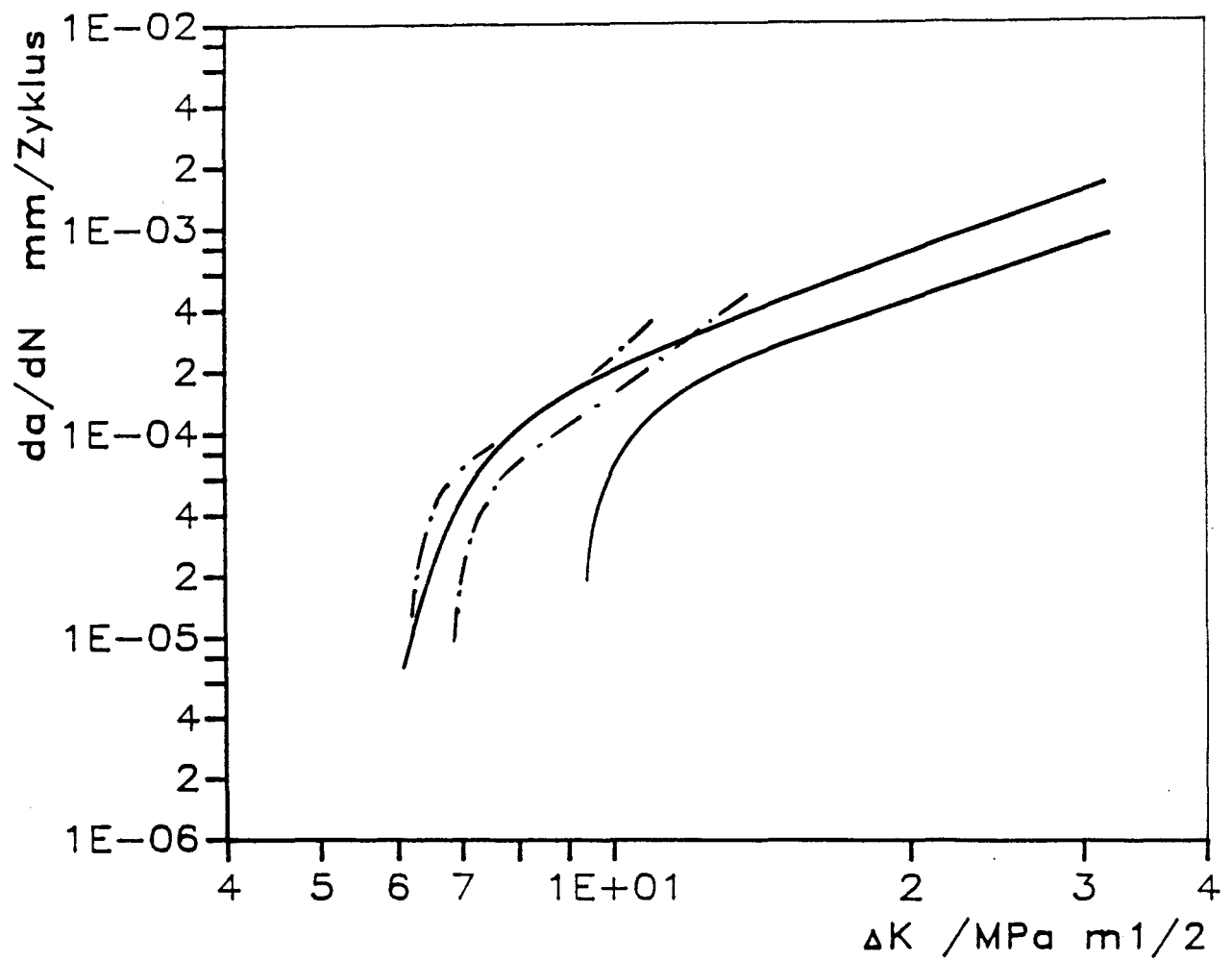


Abb. 7.7: Vergleich von Geometrien mit einseitig offenem Riß (CT 1"-, CT 1/2"-Proben, RSO-Rohr —) und einer Geometrie mit innenliegendem Riß (CCP-Probe - · -) (Werkstoff X 10 NiCrAlTi 32 20, 850°C)

7.2 Einfluß der Probengröße auf das Ermüdungsrißwachstumsverhalten des NiCr 22 Co 12 Mo bei 700 und 850°C

Zur Klärung, inwieweit die an CT 1"-Proben gefundenen bruchmechanischen Ermüdungsrißwachstumskennwerte auch auf andere Probengrößen anzuwenden sind, wurden Versuche an CT 1/2"-Proben durchgeführt und mit Ergebnissen aus CT 1"-Versuchen [10] verglichen. Abb. 7.8 zeigt, daß sich im Paris-Bereich für beide Probengrößen bei 700°C gleiche Steigungen n und Konstanten C ($n = 1.2$; $C = 5.1 \cdot 10^{-6}$) ergeben.

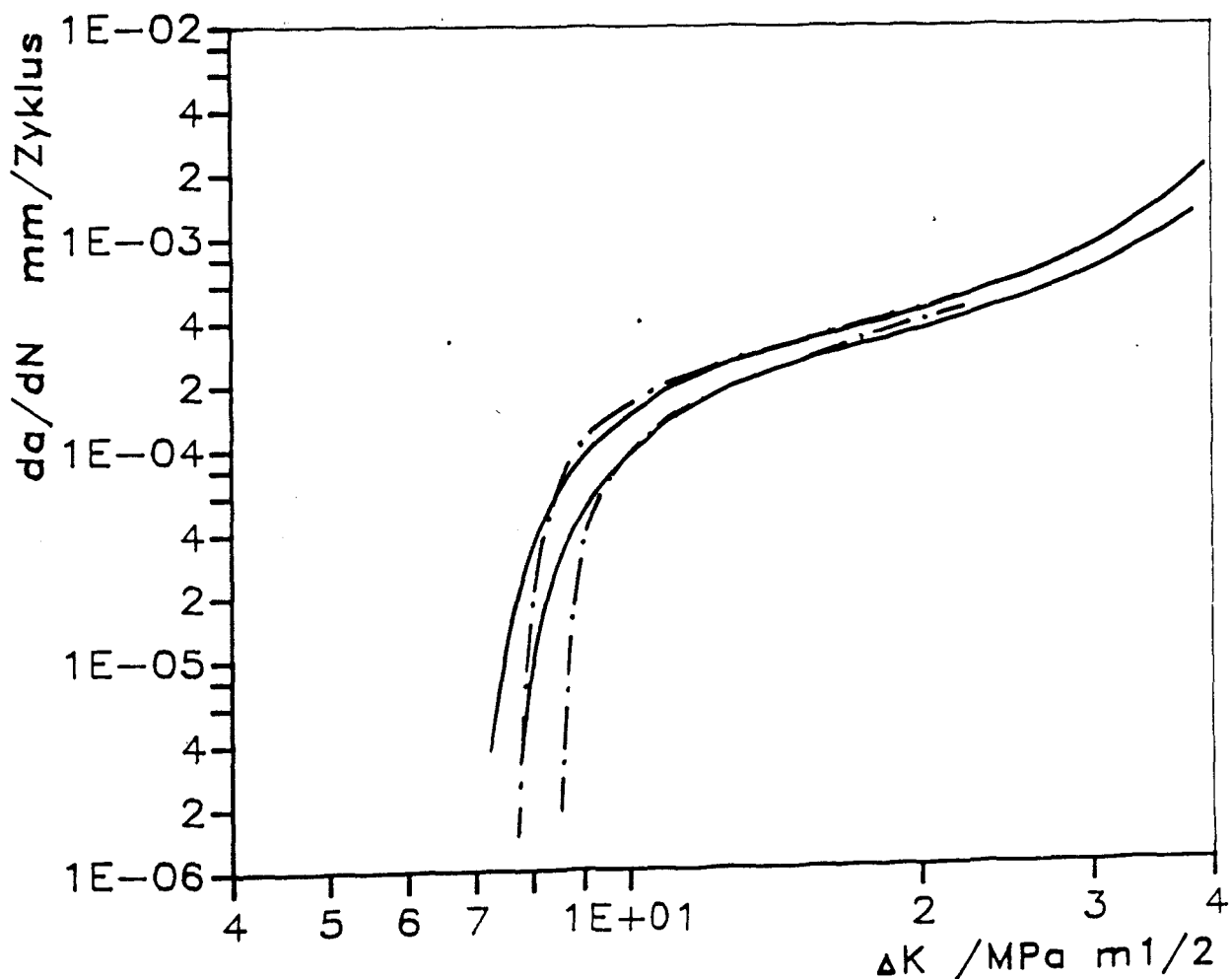


Abb.7.8: Einfluß der Probengröße auf das Ermüdungsrißwachstum
(CT 1"-Probe —; CT 1/2"-Probe - - -)
(Werkstoff: NiCr 22 Co 12 Mo, 700°C)

Im Schwellwert ΔK_{I0} ergeben sich bei 700°C nur geringe Unterschiede. Für 1"-CT-Proben liegt ΔK_{I0} zwischen 8 und 9.4 MPa m^{1/2} und für CT 1/2"-Proben bei 8 - 10.4 MPa m^{1/2}. Es zeigt sich also bei diesem Werkstoff, daß die Probengröße bei 700°C keinen Einfluß auf das Ermüdungsrißwachstum hat.

Ein Probengrößeneinfluß auf das Ermüdungsrißwachstum wird auch bei 850°C nicht festgestellt. Unterschiede stellen sich wiederum lediglich im Schwellwert ein, jedoch sind sie wesentlich geringer als bei der untersuchten Eisenbasis-Legierung.

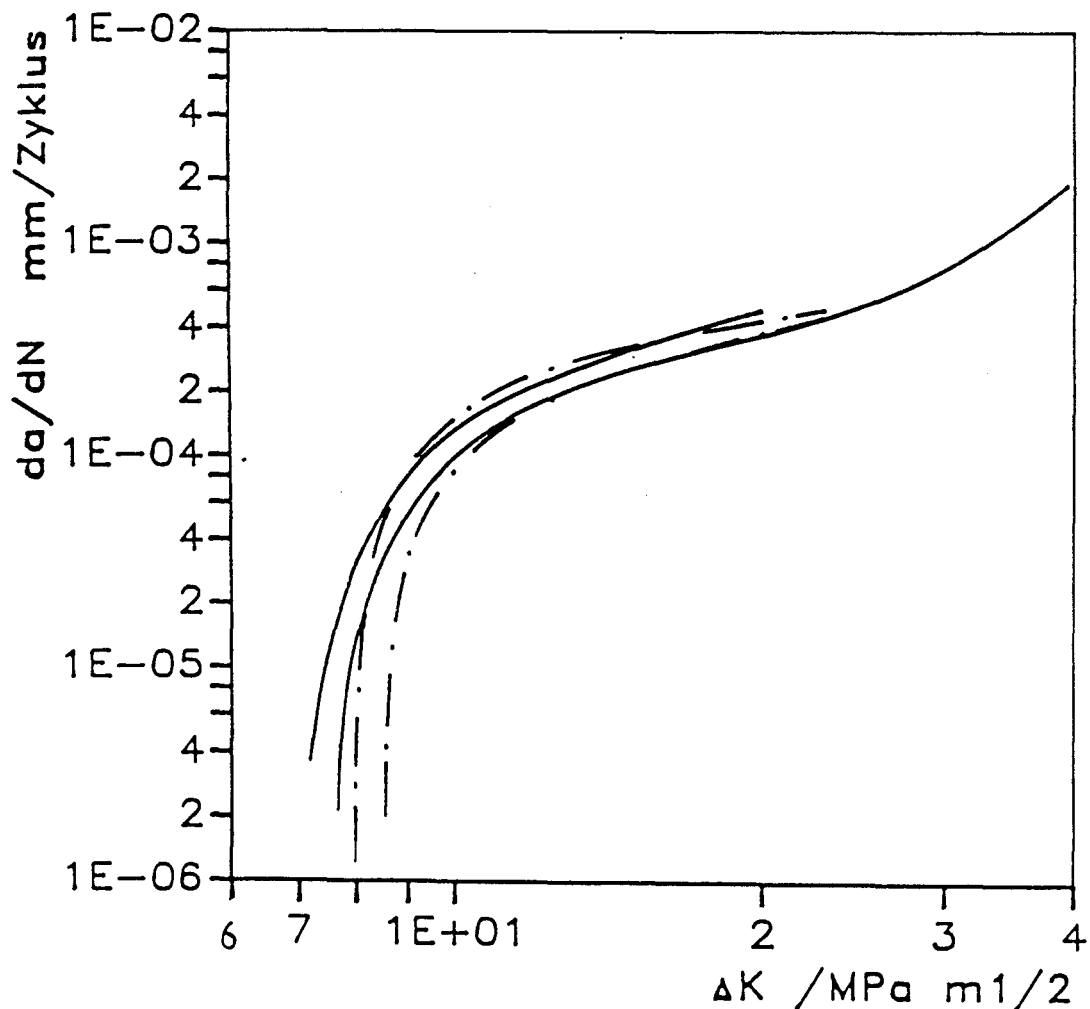


Abb. 7.9: Einfluß der Probengröße auf das Ermüdungsrißwachstum; CT 1"- (—), CT 1/2"-Proben (— · —)
(Werkstoff: NiCr 22 Co 12 Mo, 850°C)

Grundsätzlich läßt sich feststellen, daß bei der Nickelbasis-Legierung NiCr 22 Co 12 Mo geringere Streuungen im Ermüdungsrißwachstumverhalten auftreten als beim X 10 NiCrAlTi 32 20. Die sehr geringen Unterschiede in der Konstanten und dem Exponenten der Paris-Gleichung führen zu dem Schluß, daß die an 1"CT-Proben gefundenen Ermüdungsrißwachstumskennwerte als Basis für die Berechnung anderer Probengrößen und Geometrien verwendet werden können.

8. Zusammenfassung der Ergebnisse

Zur Untersuchung der Übertragbarkeit von an 1" CT-Proben gefundenen bruchmechanischen Ermüdungsrißwachstumskennwerten oberhalb von 700°C wurden Versuche an den hochwarmfesten Legierungen X 10 NiCrAlTi 32 20 (CT 1/2"-, CCP 1/2"-Proben, RSO-Rohr) und NiCr 22 Co 12 Mo (CT 1/2"-Proben) durchgeführt. Ein Vergleich der Ergebnisse fand mit den Versuchsergebnissen von CT 1"-Proben /10/ statt. Ebenfalls wurden Ergebnisse einer CT 1"-Probe bei Raumtemperatur mit Anschwingdaten der RSO-Rohre verglichen.

Der Verlauf der da/dN - über ΔK_I -Kurve entspricht im allgemeinen dem in Abb.5.1c gezeigten Schema. Allerdings wird in der Regel nur der Bereich I und II der Kurve durchlaufen. Nur im Falle des NiCr 22 Co 12 Mo wird auch der tertiäre Bereich des Ermüdungsrißwachstums erreicht.

Für RSO-Rohre aus X 10 NiCrAlTi.32 20 zeigt sich bei Raumtemperatur ein annähernd gleiches Ermüdungsrißwachstumsverhalten wie für CT 1"-Proben dieses Werkstoffes.

Eine Übertragbarkeit der an 1"CT-Proben gefundenen Ermüdungsrißwachstumskennwerte auf CT 1/2"-Proben und RSO-Rohre bei 700 und 850°C ist beim X 10 NiCrAlTi 32 20 gegeben, lediglich treten Unterschiede in den Schwellwerten auf, die aber aus unterschiedlichen Anfangszuständen resultieren.

Die Ergebnisse des Kapitels 7.1 zeigen, daß die an Proben mit "einseitig offenem Riß" (CT-Proben, RSO-Rohr) gefundenen Kennwerte auch auf eine Geometrie mit "innenliegendem Riß" (CCP-Probe) anzuwenden sind.

Beim Werkstoff NiCr 22 Co 12 Mo konnte sowohl bei 700 als auch bei 850°C ein Einfluß der Probengröße auf das Ermüdungsrißwachstumsverhalten nicht gefunden werden. Da aufgrund der mechanischen Eigenschaften des NiCr 22 Co 12 Mo die Voraussetzungen für einen

linear-elastischen ΔK_I -Ansatz eher gegeben sind als im Falle des X 10 NiCrAlTi 32 20 kann aus der guten Übereinstimmung von 1/2" und 1"CT-Proben auf die Allgemeingültigkeit des ΔK_I -Ansatzes geschlossen werden.

Ein Vergleich der beiden Werkstoffe zeigt, daß bei einem festen ΔK_I der X 10 NiCrAlTi 32 20 gegenüber dem NiCr 22 Co 12 Mo sowohl bei 700 als auch bei 850°C eine höhere Rißwachstumsgeschwindigkeit im Paris-Bereich aufweist. Weiterhin ist die Steigung der Paris-Geraden für beide Versuchstemperaturen beim X 10 NiCrAlTi 32 20 größer (s. Tabelle 6.1).

Es zeigt sich für den X 10 NiCrAlTi 32 20 bei 700°C ein höherer Schwellwert ($\Delta K_{IO} \approx 12.7 \text{ MPa m}^{1/2}$), bei 850°C ein niedrigerer Schwellwert ($\Delta K_{IO} \approx 6 \text{ MPa m}^{1/2}$) als beim NiCr 22 Co 12 Mo ($T = 700^\circ\text{C} : \Delta K_{IO} \approx 9 \text{ MPa m}^{1/2}$; $T = 850^\circ\text{C} : \Delta K_{IO} \approx 7.7 \text{ MPa m}^{1/2}$).

Das Bruchgefüge beider Werkstoffe ist bei den Versuchstemperaturen ausschließlich transkristallin.

9. Nomenklatur

A_5	Bruchdehnung bei 5 mm Bezugslänge
a	Rißlänge
a	Rißverlängerung
a_{FS}	Größe der plastischen Zone bei ebenem Spannungszustand
a_{FV}	Größe der plastischen Zone bei ebenem Verformungszustand
a_p	plastische Zone bei statischer Belastung
Δa_p	plastische Zone bei zyklischer Belastung
$a/w, a/t$	Rißlängenverhältnis
B	Breite bzw. Dicke einer Probe
C	Konstante der Paris-Gleichung
D	Bolzendurchmesser
da	infinitesimale Rißlängenzunahme
$da/dN, \Delta a/\Delta N$	Rißausbreitungsgeschwindigkeit
d_a	Außenradius des Rohrs
d_i	Innenradius des Rohrs
E	Elastizitätsmodul
F	Fläche
$f(x)$	Funktion des Parameters x
G_I	Rißerweiterungskraft bei Modus I Belastung
G_{IC}	kritische Rißerweiterungskraft
H	Höhe der Probe
I	elektrische Stromstärke
I_{EK}	elektrische Stromstärke der Eichkurve
K_I	Spannungsintensitätsfaktor bei Modus I Belastung
K_{IC}	kritischer Spannungsintensitätsfaktor
K_{Im}	mittlere Spannungsintensität

$K_{I\max}$	obere Spannungsintensität
$K_{I\min}$	untere Spannungsintensität
ΔK_I	zyklischer Spannungsintensitätsfaktor
ΔK_{Ie}	Spannungsintensitätsfaktor am Ende einer Versuchsperiode
l_A, l_B	Rißlänge an der Probenoberfläche
l_1, l_2, l_3	örtliche Rißlänge
N	Zyklenzahl
n	Exponent der Paris-Gleichung
ΔP	Lastschwingbreite
R	Spannungsverhältnis
r	Abstand eines Volumenelements vor der Rißspitze
R_m	Zugfestigkeit
R_p	Ohmscher'scher Widerstand
$R_{p0,2}$	Streckgrenze
T	Temperatur
t	Wandstärke, Zeit
U	elektrische Spannung
U_{EK}	elektrische Spannung der Eichkurve
ΔU_{el}	Änderung der elastischen Energie
U_{ges}	gesamte Energie des Systems
w	Probenweite
x	Abstand der Potentialabgriffspunkte parallel zum Riß
x_S	Koordinate bei plastischer Zone
y	Abstand der Potentialabgriffspunkte senkrecht zum Riß, Korrekturfunktion
y_R	Korrekturfunktion für Rohr
z	Abstand der Stromeinleitungspunkte parallel zum Riß

γ_0	spezifische Oberflächenenergie
θ	Winkel, den r mit x-Achse bildet
ν	Querkontraktionszahl
σ	Spannung
σ_F	Fließspannung
σ_m	Mittelspannung
σ_0	Oberspannung
σ_u	Unterspannung
σ_x	Spannungskomponente in x-Richtung
σ_y	Spannungskomponente in y-Richtung
$\Delta\sigma$	Schwingbreite der Spannung
τ_{xy}	Schubspannungskomponente am Volumenelement

10. Anhang:

I. Fehlerabschätzung

Die aus Versuchen resultierenden Meßwerte wie Last, elektrische Spannung (Potentialsondenverfahren) sind mit Meßfehlern behaftet, die durch die Güte der jeweiligen Meßkette (Meßwertaufnehmer, Meßwertübertragungsglieder, Meßwertumwandlung und Meßwertaufzeichnung) und durch Störeinflüsse auf diese Meßkette (z.B. elektromagnetische Einstreuungen durch das Induktionsheizsystem) bestimmt sind.

Während die elektromagnetischen Störeinflüsse durch elektronische Filter und durch geeignete Führung der Meßleitungen minimiert und damit vernachlässigt werden können, sind die Meßfehler im wesentlichen durch die Aufnehmer (Kraftmeßdose) und durch die Geräte für die Meßwertumwandlung (Voltmeter und Verstärkerteil) bedingt. Außer dem Meßfehler ist die Auflösungsgrenze und die zeitliche Drift der Meßinstrumente von Bedeutung. So ist die Möglichkeit, kleine Rißwachstumsgeschwindigkeiten zu messen, durch die Drift des verwendeten Spannungsmeßgerätes begrenzt.

Die Meßfehler wirken sich aus auf die Ermittlung

- der bruchmechanischen Belastungsgröße (ΔK_I),
- der Rißlänge a ,
- der Rißwachstumsgeschwindigkeit (da/dN).

Die Grundlagen der Fehlerabschätzung werden nachfolgend kurz dargestellt.

1. Grundlagen

Ein Meßergebnis y wird bestimmt aus mehreren Meßwerten x_1, \dots, x_i , wobei $y = f(x_1, \dots, x_i)$ gelte. Der Fehler der Meßwerte betrage $\pm \Delta x_1, \pm \Delta x_i$. Unter der Voraussetzung, daß die Fehler

wesentlich kleiner als die Meßwerte sind, kann der relative Fehler $\Delta y/y$ des Meßergebnisses aus dem totalen Differential der Gleichung $y = f(x_1, \dots, x_i)$ berechnet werden:

$$\frac{\Delta y}{y} = \pm \left\{ \frac{1}{y} \frac{\partial y}{\partial x_1} \Delta x_1 + \frac{1}{y} \frac{\partial y}{\partial x_2} \Delta x_2 + \dots + \frac{1}{y} \frac{\partial y}{\partial x_i} \Delta x_i \right\} \quad (10.1)$$

Für den maximalen relativen Fehler (Addition der Beträge der Einzelfehler) gilt:

$$\frac{\Delta y}{y} = \pm \left\{ \left| \frac{1}{y} \frac{\partial y}{\partial x_1} \Delta x_1 \right| + \left| \frac{1}{y} \frac{\partial y}{\partial x_2} \Delta x_2 \right| + \dots + \left| \frac{1}{y} \frac{\partial y}{\partial x_i} \Delta x_i \right| \right\} \quad (10.2)$$

2. Experimentelle Einflußgrößen

Bei der Fehlerabschätzung wurden Einflußgrößen betrachtet, die sich bei der Bestimmung der bruchmechanischen Beanspruchungsgröße (ΔK_I) und Werkstoffreaktionsgrößen (Rißwachstumsgeschwindigkeit) signifikant auswirken. Die untersuchten Einflußgrößen sind

- Last,
- Toleranz,
- Rißlänge.

Mögliche Fehler aus der Zyklenzahlbestimmung werden als vernachlässigbar klein angesehen und daher im weiteren nicht berücksichtigt.

Die in Tabelle 10.1 angegebenen relativen Fehler der Lasten und der Toleranzen sind abgeschätzte maximale Fehler, die im Einzelfall deutlich unterschritten werden.

Probe	Last $\Delta L/L$	Toleranz $\Delta D/D$	Toleranz $\Delta w/w$
CT 1/2"	$\leq 0.01^{1)}$	≤ 0.01	≤ 0.005
CT 1"	$\leq 0.03^{2)}$	≤ 0.002	≤ 0.001
CCP 1/2"	$\leq 0.005^{2)}$	≤ 0.01	≤ 0.001
Rohr	$\leq 0.005^{3)}$	$\Delta r_i = 0.5\text{mm}; \Delta r_a = 0.5\text{mm}$	

1) 10 kN Kraftmeßdose; Klasse 0.1 %

2) 100 kN Kraftmeßdose; Klasse 0.1 %

3) 500 kN Kraftmeßdose; Klasse 0.1 %

Tabelle 10.1: Maximale relative Fehler der Einflußgrößen Last, Herstellungstoleranzen und Aufweitung

3. Fehler in der Rißlängenbestimmung

Mögliche Fehlerquellen bei der Rißlängenmessung mit dem Potentialsondenverfahren sind die Stromeinspeisung und die elektrische Spannungsmessung. Durch Verwendung einer stromgeregelten Gleichspannungsquelle mit guten Stabilitätseigenschaften und einer genauen Messung der elektrischen Stromstärke über einen Präzisionswiderstand ist der Fehler durch die Stromeinspeisung vernachlässigbar ($< 0,1 \%$) /10/. Die Spannungsmessung erfolgte in Abhängigkeit der Probenform mit zwei Meßgeräten unterschiedlicher Genauigkeit (CT-, CCP-Proben: Mikrovoltmeter, Keithley 155; Rohr: Nanovoltmeter, Keithley 148). Die Rißlängenmeßgenauigkeit wird durch die Auflösung der verwendeten Spannungsmeßgeräte bestimmt (Mikro-

voltmeter im Meßbereich 10 mV: Auflösung $\Delta U < 0,1$ mV; Nanovoltmeter im Meßbereich 1 mV: Auflösung $\Delta U < 10 \mu\text{V}$). Zu Beginn der Versuche ist der relative Fehler bei vorgegebener Auflösung des Meßgerätes aufgrund der kleineren Meßspannungen größer. Tab. 10.2 zeigt die relativen Fehler $\Delta a/a$ in der Rißlängenbestimmung bei jeweils zwei Rißlängen für die verschiedenen Probenformen.

Probe	a (mm)	a/w	U (mV)	$\Delta a/a$ (%)
CT 1/2"	8.75	0.35	5	2.3
	17.5	0.7	7	1.4
CT 1"	17.5	0.35	4	2.3
	35	0.7	6	1.7
CCP 1/2"	9	0.4	2	5
	18	0.7	4.4	2.3
Rohr	4	0.4	0.32	2.5
	7	0.7	0.7	1.4

$$\Delta a/a = \Delta U/U$$

Tab. 10.2: Relative Fehler $\Delta a/a$ bei der Rißlängenbestimmung mit der Gleichstrompotentialmethode

Da die verwendeten Werkstoffe etwa gleiche spezifische elektrische Widerstände aufweisen, und damit die über der Probe abfallenden Spannungen jeweils die gleiche Größe haben, gelten die in Tab. 10.2 angegebenen Werte für beide in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe.

Neben der Genauigkeit bei der Bestimmung der Rißlänge ist für die Ermittlung von Schwellwerten eine untere Nachweisgrenze für die Ermüdungsrißwachstumsgeschwindigkeit $(da/dN)_{\min}$ von Bedeutung, die durch Driftvorgänge der verwendeten Spannungsmeßgeräte begrenzt wird. In Tabelle 10.3 sind die Nachweisgrenzen für die unterschiedlichen Probenformen dargestellt, wobei ein Fehler in der Rißwachstumsgeschwindigkeit infolge Drift $\Delta U/\Delta t$ von 10% toleriert wurde. Dieser Fehler ist im Schwellwertbereich akzeptabel, da hier weniger die absolute Rißwachstumsgeschwindigkeit interessiert, als vielmehr möglichst kleine Rißwachstumsgeschwindigkeiten messen zu können. Die in Tabelle 10.3 angegebenen Nachweisgrenzen reichen aus, um die Schwellwerte in Experimenten zum Ermüdungsrißwachstum bei den untersuchten Werkstoffen bestimmen zu können.

Probe	$\Delta U/\Delta t$ mV/24h	$(\Delta U/\Delta a)_{\min}$ mV/mm	$(da/dN)_{\min}$ mm/Zyklus
CT 1/2"	$5 \cdot 10^{-4}$	0.45	$2.5 \cdot 10^{-9}$
CT 1"	$5 \cdot 10^{-4}$	0.08	$1.4 \cdot 10^{-8}$
CCP 1/2"	$5 \cdot 10^{-4}$	0.12	$9.4 \cdot 10^{-9}$
Rohr	$1 \cdot 10^{-5}$	0.074	$3 \cdot 10^{-10}$

$$da/dN = \Delta U/\Delta t / (\Delta U/\Delta a)_{\min} / \text{Frequenz}$$

Tab. 10.3: Nachweisgrenzen $(da/dN)_{\min}$

4. Fehler bei der Bestimmung der bruchmechanischen Belastungsgröße

Eine Abschätzung des Fehlers der Einflußgrößen Last, Herstellungstoleranzen und Rißlänge auf die Bestimmung von ΔK_I erfolgte mit den in Tabelle 10.4 angegebenen totalen Differentialen.

In Tabelle 10.5 sind die maximalen relativen Fehler für die bruchmechanische Belastungsgröße ΔK_I angegeben. Es muß hervorgehoben werden, daß das Fehleradditionstheorem nach Gl. 10.2 sehr konservativ ist, so daß die Fehler über 1 % liegen. Trotzdem ist mit den in Tabelle 10.5 aufgeführten Fehlern eine hinreichend genaue Bestimmung der bruchmechanischen Belastungsgröße möglich.

$$\text{CT-Probe} \quad \frac{\Delta(\Delta K_I)}{K_I} = \left| \frac{\Delta L}{L} \right| + \left| \frac{-\Delta D}{D} \right| + \left| -\frac{1}{2} \frac{\Delta w}{w} \right| + \left| \left\{ \frac{1}{2+\alpha} + \frac{3}{2} \frac{1}{1-\alpha} + \frac{\sum_{i=1}^4 i a_i \alpha^{i-1}}{\sum_{i=0}^4 a_i \alpha^i} \right\} \Delta \alpha \right|$$

$$\text{CCP-Probe} \quad \frac{\Delta(\Delta K_I)}{K_I} = \left| \frac{\Delta L}{L} \right| + \left| \frac{-\Delta D}{D} \right| + \left| -\frac{1}{2} \frac{\Delta w}{w} \right| + \left| \left\{ \frac{\sum_{i=1}^3 i a_i \alpha^{i-1}}{\sum_{i=0}^3 a_i \alpha^i} \right\} \Delta \alpha \right|$$

$$\begin{aligned} \text{RSO-Rohr} \quad \frac{\Delta(\Delta K_I)}{\Delta K_I} = & \left| \frac{\Delta L}{L} \right| + \left| -\frac{1}{2} \frac{\Delta r_i}{r_a - r_i} \right| + \left| \frac{2 \Delta r_i}{r_a^2 - r_i^2} \Delta r_i \right| + \left| \frac{1}{2} \frac{\Delta r_a}{r_a - r_i} \right| \\ & + \left| -\frac{2 r_a}{r_a^2 - r_i^2} \Delta r_a \right| + \left| \frac{1}{2} + \frac{\sum_{i=1}^2 i b_i \alpha^{i-1}}{\sum_{i=0}^2 b_i \alpha^i} \Delta \alpha \right| \end{aligned}$$

Tab. 10.4: Totale Differentiale der Bestimmungsgleichungen für ΔK_I

Probe	a/w	%
CT 1/2"	0.35	4.4
	0.7	7.6
CT 1"	0.35	2.9
	0.7	7.2
CCP 1/2"	0.38	2.0
	0.7	2.3
Rohr	0.4	16.8
	0.7	16.9

Tab. 10.5: Maximaler relativer Fehler bei der Bestimmung von ΔK_I

Die Rißwachstumsgeschwindigkeit wird aus zwei Rißlängenmessungen a_1 und a_2 und der entsprechenden Zyklenzahldifferenz $N_1 - N_2$ ermittelt:

$$\frac{da}{dN} = \frac{a_2 - a_1}{N_2 - N_1} \quad (10.3)$$

Unter der Annahme, daß der Fehler in der Zyklenzahl vernachlässigbar ist, ist der Fehler in der Bestimmung der Rißwachstumsgeschwindigkeit nach dem Fehleradditionstheorem das Zweifache des maximalen relativen Fehlers $\Delta a/a$ in der Rißlängenmessung.

$$\frac{da/dN}{da/dN} = 2 \frac{\Delta a}{a} \quad (10.4)$$

Somit ergibt sich ein maximaler relativer Fehler in der Bestimmung der Rißwachstumsgeschwindigkeit von 10 %.

II. Legendrepolynome /23/

Nach der Methode der kleinsten Fehlerquadrate werden die Koeffizienten a_i ($i = 0, 1, \dots, n$) der für die Approximation zugrunde gelegten Legendre'schen Polynom-Funktion mit dem Grad n

$$F = \sum_{i=0}^n a_i L_i(x)$$

im Intervall $x(1), x(M)$ so ermittelt, daß sich für die Gleichung

$$\sum_{j=0}^m \sum_{i=0}^n \left\{ a_i L_i(x_j) - y_j \right\}^2$$

ein Minimum ergibt.

x_j und y_j sind dabei die Meßwertpaare,
 $L_i(x)$ die Legendre'schen Polynome mit:

$$L_i(x) = \frac{1}{2^i i!} \frac{d^i}{dx^i} (x^2 - 1)^i$$

III. 7 Punkte Methode /24/

Unter Verwendung der kleinsten Fehlerquadrat-Methode wird auch hier ein Polynom (lokales Polynom) berechnet. Es umfaßt allerdings nur jeweils sieben Punkte einer Meßkurve. So wird zu jedem Wert x_i ein Polynom zweiten Grades zum Intervall

$$x_{i-3}, \dots, x_i, \dots, x_{i+3}$$

bestimmt.

Das Polynom y_i lautet dabei:

$$y_i = a_0 + a_1 \frac{x_i - C_1}{C_2} + a_2 \left\{ \frac{x_i - C_1}{C_2} \right\}^2$$

mit $-1 < \frac{x_i - C_1}{C_2} < +1$

$$C_1 = 1/2 (x_{i-3} + x_{i+3})$$

$$C_2 = 1/2 (x_{i+3} - x_{i-3})$$

a_i - Koeffizienten des lokalen Polynoms

11. Literaturverzeichnis

- | | |
|--------------------------------------|--|
| /1/ GRIFFITH, A.A. | Proceedings of the 1 st International Congress of Applied Mechanics Delft. (1924). S. 55 |
| /2/ EWALDS, H.C.;
WANHILL, R.J.H. | Fracture Mechanics
Delftse Uitgevers Maatschappij,
1986 |
| /3/ IRWIN, G.R. | Fracture, in: Handbuch der Physik,
Band VI: Elastizität und Plastizi-
tät
Springer-Verlag, Berlin/Göttingen
1958, S. 551-590 |
| /4/ HECKEL, K. | Einführung in die technische Anwen-
dung der Bruchmechanik
Hanser Verlag, München 1970 |
| /5/ SCHWALBE, K.- H. | Bruchmechanik metallischer Werk-
stoffe
Hanser Verlag, München/Wien 1980 |
| /6/ RICE, J.R. | Mechanics of Crack Tip Deformation
and Extension by Fatigue,
in: Fatigue Crack Propagation,
ASTM STP495, Am. Soc. Testing Mats.
1967, pp. 247-311 |
| /7/ | ASTM E647: Standard Test Method
for Constant-Load-Amplitude
Fatigue Crack Growth Rates above
10 ⁻⁸ m/cycle |
| /8/ PENKALLA, H. J. | Datenblätter für die Werkstoffe
NiCr 22 Co 12 Mo (INCONEL 617)
NiCr 22 Fe 18 Mo (Hasteloy X)
X 10 NiCrAlTi 32 20 (INCOLOY 800H)
Nimonic alloy 86
Institut für Reaktorwerkstoffe -
Technische Notiz der Kernforschungs-
anlage Jülich, TN 6/83 |
| /9/ | IRW-Abschlußbericht 1983
Erarbeitung von Grundlagen zu einem
Regelwerk über die Auslegung von
HTR-Komponenten für Anwendungstem-
peraturen oberhalb 800°C,
Sonderforschungsvorhaben SR 191 des
BMI, Abschlußbericht Nov. 1979 bis
Dez. 1983 |

- /10/ KWASNY, R.- J.

Bruchmechanische Untersuchungen
an hochwarmfesten Legierungen im
Temperaturbereich von Raumtempe-
ratur bis 900°C
Diss.: Aachen 1986
- /11/ TADA, H.;
PARIS, P.;
IRWIN, G.

The Stress Analysis of Cracks Hand-
book
Del Research Corporation,
Hellertown/Pensylvania 1973
- /12/

An Engineering Approach for
Elastic-Plastic Fracture Analysis
EPRI/Contract RP 1237-1
5. and 6. semiannual Report Febr. 1,
1981 to Jan. 31., 1982, pp. 3-11 -
3-29
- /13/ SCHWALBE, K.- H.;
HELLMANN, D.

Application of the Electrical
Potential Method to Crack Length
Measurement Using Johnson's Formula
in: Journal of Testing and Eva-
luation JTEVA Vol. 89, No. 3, May
1981, pp. 218-221
- /14/ KWASNY; R.- J.;
RÖDIG, M.

Anwendung der Gleichstrompotential-
methode zur kontinuierlichen Riß-
längenmessung an CT-Proben aus
INCOLOY 800H bei Temperaturen ober-
halb 800°C
KFA: IRW/TN 69/84
- /15/ JOHNSON, H.H.

Calibrating the Electric Potential
Method for Studying Slow Crack
Growth
in: Materials Research & Standards,
Sept. 1965
- /16/

ASTM E 399: Standard Test Method
For Plane-Strain Fracture toughness
of Metallic Materials
ASTM-Standards E 399-83
- /17/ HOFFELNER, W.;
SPEIDEL, M.O.

Resistance to Crack Growth under
the Conditions of Fatigue, Creep,
and Corrosion
COST-50, 2nd round, CH-1, Final
Report (1981)
- /18/ MILLER, M.S.;
GALLAGHER, J.P.

An Analysis of Several Fatigue Crack
Growth Rate (FCGR) Descriptions
in: Fatigue Crack Growth Measurement
and Data Analysis, ASTM STP738

- /19/ DOWLING, N.F.;
BEGLEY, J.A. Fatigue Crack Growth During Cross
Plasticity and the J-Integral
in: Mechanics of Crack Growth,
ASTM STP590, American Society of
Testing and Materials, 1976,
pp. 82-103
- /20/ PARIS, P.C.;
GOMEZ, M.P.;
ANDERSON, W.F. A Rational Analytic Theory of
Fatigue
in: Trend in Engineering, Seattle,
Jan., 13, 1961
- /21/ HOLLSTEIN, T.;
BLAUDEL, J.G. Fracture Mechanics Characterization
of Crack Growth under Creep and
Fatigue Conditions
COST 501 - Project D 10
Annual Progress Report 1985
Fraunhofer-Institut für Werkstoff-
mechanik, IWM-Project No. 301 060,
Februar 1986
- /22/ CLARK, W.G.;
HUDAK, S.J. Variability in Fatigue Crack Growth
Rate Testing
Journal of Testing and Evaluation
(ISTEVA), Vol. 3, 1975, No. 6,
pp. 454-476
- /23/ BRONSTEIN, I.N.;
SEMENDJAJEW, K.A. Taschenbuch der Mathematik
Gemeinschaftsausgabe Verlag Nanka,
Moskau, BSB, B.G. Teubner Verlags-
gesellschaft, Leipzig 1981
- /24/ OSTERGAARD, D.F.;
THOMAS, J.R. ASTM 738: Effect on Δa -Increment on
Calculating da/dN from a versus N
Data
ASTM 738, S. 194